

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 725 803**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)
B21B 3/00	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)
C22C 18/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.09.2012 PCT/JP2012/075218**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.04.2013 WO13047821**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.09.2012 E 12835585 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.03.2019 EP 2762582**

54 Título: **Lámina de acero galvanizado y recocido de alta resistencia, de alta capacidad de temple por cocción, lámina de acero galvanizado y recocido, aleada de alta resistencia, y procedimiento para fabricar la misma**

30 Prioridad:

30.09.2011 JP 2011218775

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
27.09.2019

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chom, Chiyoda-ku
Tokyo, JP

72 Inventor/es:

KAWATA, HIROYUKI;
MARUYAMA, NAOKI;
MURASATO, AKINOBU;
MINAMI, AKINOBU;
YASUI, TAKESHI;
KUWAYAMA, TAKUYA;
BAN, HIROYUKI y
HIRAMATSU, KAORU

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 725 803 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero galvanizado y recocido de alta resistencia, de alta capacidad de temple por cocción, lámina de acero galvanizado y recocido, aleada de alta resistencia, y procedimiento para fabricar la misma

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia, una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, y un procedimiento de fabricación de la misma.

Antecedentes de la técnica

- 10 En años recientes, se ha elevado la necesidad de alta resistencia para una lámina de acero utilizada en un vehículo, etc., y se llega a utilizar una lámina de acero de alta resistencia cuya tensión a la tracción máxima es de 900 MPa o más. Por otro lado, se requiere mostrar una excelente maleabilidad de conformación en un tiempo de trabajo de conformación tal como trabajo de prensado. Sin embargo, la mejora en la resistencia fácilmente incurre en el deterioro en la maleabilidad de conformación, y es difícil de cumplir ambos requisitos.

- 15 Por consiguiente, en años recientes, se ha desarrollado una lámina de acero que utiliza capacidad de temple por cocción (capacidad BH) mediante un procedimiento de revestimiento/cocción (procedimiento de temple por cocción) después del trabajo de conformación de tal modo que sea posible tanto una maleabilidad tal como la ductilidad y capacidad de expansión de orificios como una alta resistencia.

- 20 Aquí, el temple por cocción es un fenómeno en donde el C (C en solución sólida) y el N (N en solución sólida) que quedan en una lámina de acero en un estado de solución sólida se propagan a dislocaciones durante un procedimiento de cocción (normalmente se calienta hasta aproximadamente 170 °C, a continuación se mantiene durante varias docenas de minutos) después del revestimiento, las dislocaciones se fijan, y por lo tanto, se aumenta el límite elástico. La cantidad aumentada del límite elástico es una cantidad de temple por cocción revestida (cantidad BH), y la cantidad BH generalmente es conocida por aumentar al aumentar una cantidad de C en solución sólida o una cantidad de N en solución sólida.

- 25 En la Bibliografía de Patente 1, se describe una lámina de acero laminada en frío en donde una estructura rígida constituida por bainita y martensita es una estructura principal de la misma, y una alta capacidad de temple por cocción se garantiza limitando una fracción de ferrita al 5 % o menos.

- 30 Además, en la Bibliografía de Patente 2, se describe una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia en donde la bainita es una estructura principal de la misma, una relación de dureza entre la bainita y ferrita se reduce, y la dispersión de dureza en cada estructura se reduce para mejorar así la capacidad de temple por cocción, la ductilidad, y la capacidad de expansión de orificios.

- 35 Además, en la Bibliografía de Patente 3, se describe un procedimiento en donde se hace una lámina de acero que contiene martensita templada y/o bainita templada que se obtienen realizando el recocido de una lámina de acero laminada en caliente sin realizar laminación en frío, o realizando el recocido dos veces después de la laminación en frío para mejorar de este modo la maleabilidad y la capacidad de temple por cocción.

Además, en cada una de las Bibliografías de Patente 4, 5 y 6, se describe una técnica que mejora la capacidad de temple por cocción añadiendo bastante N.

Lista de citas

Bibliografía de patentes

- 40 Bibliografía de patente 1: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública N.º 2008-144233
 Bibliografía de patente 2: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública N.º 2004-263270
 Bibliografía de patente 3: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública N.º 2003-277884
 Bibliografía de patente 4: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública N.º 2005-023348
 Bibliografía de patente 5: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública N.º 2003-049242
 45 Bibliografía de patente 6: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública N.º 2001-247946

Compendio de la invención

Problema técnico

Sin embargo, en las Bibliografías de Patente 1 y 2, se menciona la cantidad de temple por cocción, aunque no se

menciona la anisotropía de la capacidad de temple por cocción, y es extremadamente inestable si es posible o no garantizar de manera estable una cantidad deseada de temple por cocción.

Además, en el procedimiento de la Bibliografía de Patente 3, no se realiza la laminación en frío, y por lo tanto, existe un problema en donde la exactitud del espesor de la lámina en la lámina de acero se deteriora. Además, aun cuando se realice la laminación en frío, se realiza la etapa de recocido después de la laminación en frío dos veces, y existe un problema en donde se aumenta el coste de fabricación.

Además, en las Bibliografías de Patente 4, 5 y 6, es necesario añadir bastante N para garantizar la cantidad de temple por cocción, y existe la posibilidad de que se deteriore la soldabilidad.

La presente invención se hace en consideración de las circunstancias según se indica anteriormente, y un objetivo de la misma es proporcionar una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia, una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia que garantice la alta resistencia de una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más, excelente ductilidad, y excelente en capacidad de temple por cocción, y un procedimiento de fabricación de la misma.

Solución al problema

Los presentes inventores estudiaron arduamente para resolver los problemas indicados anteriormente. Como resultado, se encontró que es posible obtener una lámina de acero cuya cantidad de temple por cocción sea mayor y que tenga capacidad de temple por cocción isotrópica al mismo tiempo que se garantiza una alta resistencia de máxima resistencia a la tracción de 900 MPa o más, y excelente ductilidad al aumentar una densidad de dislocación promedio en la lámina de acero, anisotropía de debilitamiento de la textura de austenita, y facilitar una estructura anisotrópica.

El resumen de la presente invención con el objetivo de resolver los problemas indicados anteriormente es como se indica a continuación.

1. Una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, que comprende:

una lámina de acero base que contiene, en % en masa,

C: del 0,075 al 0,400 %,

Si: del 0,01 al 2,00 %,

Mn: del 0,80 al 3,50 %,

P: del 0,0001 al 0,100 %,

S: del 0,0001 al 0,0100 %,

Al: del 0,001 al 2,00 %,

N: del 0,0001 al 0,0100 %,

O: del 0,0001 al 0,0100 % cada vez, y

que contiene además opcionalmente, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

Ti: del 0,001 al 0,150 %,

Nb: del 0,001 al 0,100 %,

V: del 0,001 al 0,300 %,

Mo: del 0,01 al 2,00 %,

W: del 0,01 al 2,00 %,

Cr: del 0,01 al 2,00 %,

Ni: del 0,01 al 2,00 %,

Cu: del 0,01 al 2,00 %,

B: del 0,0001 al 0,0100 %, y

Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total,

ES 2 725 803 T3

con el resto constituido por Fe e impurezas inevitables,

en donde una estructura de la lámina de acero contiene, en fracción de volumen, el 3 % o más de una fase de austenita retenida, el 50 % o menos de una fase de ferrita, y el 40 % o más de una fase dura,

5 en un intervalo de 1/8 de espesor centrado en torno a un 1/4 de espesor de placa de una superficie a 3/8 de espesor centrado en torno a 1/4 de espesor de placa desde la superficie en la lámina de acero base,

una densidad de dislocación promedio es de $1 \times 10^{13}/m^2$ o más,

una cantidad de C en solución sólida contenida en la fase de austenita retenida está en % en masa del 0,70 al 1,00 %,

10 una relación de intensidad aleatoria de rayos X de hierro FCC en una textura de la fase de austenita retenida es de 3,0 o menos, en donde la relación de intensidad aleatoria de rayos X del hierro FCC se encuentra a partir de una función de distribución de orientación de cristal que representa una textura tridimensional calculada basándose en las figuras polares plurales de entre {200}, {311}, {220} figuras polares medidas por la difracción de rayos X,

una relación entre un diámetro de grano en relación a una dirección de laminación y un diámetro de grano en relación con una dirección del ancho de la lámina de la fase de austenita retenida es de 0,75 a 1,33,

15 además, se forma una capa galvanizada por inmersión en baño caliente en la superficie de la lámina de acero base y el espesor de la lámina se vuelve de 0,6 a 5,0 mm.

2. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 1,

20 en donde la fase dura está constituida por una fase de ferrita bainítica y/o una fase de bainita, una fase de martensita templada, y una fase de martensita recién preparada.

3. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 1,

25 en donde los óxidos se dispersan finamente, y se forma una capa descarburada cuyo espesor es de 0,01 a 10,0 μm en una porción de la capa superficial de la lámina de acero base, y un diámetro de grano promedio de los óxidos es de 100 nm o menos, y una densidad promedio es de $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más.

4. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 1, que contiene, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

Ti: del 0,001 al 0,150 %,

Nb: del 0,001 al 0,100 %,

30 V: del 0,001 al 0,300 %.

5. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 1, que contiene, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

Mo: del 0,01 al 2,00 %,

W: del 0,01 al 2,00 %,

35 Cr: del 0,01 al 2,00 %,

Ni: del 0,01 al 2,00 %,

Cu: del 0,01 al 2,00 %,

B: del 0,0001 al 0,0100 %.

40 6. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 1, que contiene, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total.

7. Una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, en donde se realiza un tratamiento de aleación en la capa galvanizada por inmersión en baño caliente formada en una superficie de la lámina de acero de alta resistencia según el punto 1.

45 8. Un procedimiento de fabricación de una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta

resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, que comprende:

una etapa de laminación en caliente para calentar una losa que tiene un componente químico que contiene, en % en masa,

C: del 0,075 al 0,400 %,

5 Si: del 0,01 al 2,00 %,

Mn: del 0,80 al 3,50 %,

P: del 0,0001 al 0,100 %,

S: del 0,0001 al 0,0100 %,

Al: del 0,001 al 2,00 %,

10 N: del 0,0001 al 0,0100 %,

O: del 0,0001 al 0,0100 % cada vez, y

que contiene además opcionalmente, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

Ti: del 0,001 al 0,150 %,

Nb: del 0,001 al 0,100 %,

15 V: del 0,001 al 0,300 %,

Mo: del 0,01 al 2,00 %,

W: del 0,01 al 2,00 %,

Cr: del 0,01 al 2,00 %,

Ni: del 0,01 al 2,00 %,

20 Cu: del 0,01 al 2,00 %,

B: del 0,0001 al 0,0100 %, y

Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total,

25 con el resto constituido por Fe e impurezas inevitables a 1180 °C o más, comenzando una laminación en caliente que se realiza mediante varias pasadas, realizando la laminación en caliente en donde una relación entre una temperatura «T» de una lámina de acero laminada en caliente dentro de un intervalo de 1050 °C a una temperatura de terminación del laminado, un espesor de lámina h, y un tiempo transcurrido t entre cada pasada satisfacen la siguiente expresión (1), y completando el laminado en un intervalo de temperatura de 880 °C o más;

30 una primera etapa de enfriamiento para iniciar el enfriamiento después de un tiempo transcurrido después de la terminación de la laminación en caliente hasta el inicio del enfriamiento se establece que sea de 1,0 segundos o más, y detener el enfriamiento a 450 °C o más;

una etapa de laminación en frío para establecer que un tiempo transcurrido después del primer enfriamiento hasta 400 °C sea de 1,0 horas o más, y después de esto, se realiza una laminación en frío mientras se establece que la relación de reducción total sea del 30 al 75 %;

una etapa de recocido continuo para recocerse a una temperatura de calentamiento máxima de $(AC_3 - 50)^\circ\text{C}$ o más; y

35 una etapa de revestimiento para formar una capa galvanizada por inmersión en baño caliente en una superficie de la lámina de acero sumergiendo la lámina de acero en un baño de galvanización después de la etapa de recocido continuo, en donde un procedimiento de transformación de bainita que mantiene la lámina de acero a una temperatura dentro de un intervalo de 300 a 470 °C durante de 20 a 1000 segundos antes de la inmersión de la lámina de acero en el baño de galvanización o después de la inmersión.

40

[Expresión numérica 1]

$$0,10 \leq \left\{ \sum_{i=1}^N \left(5,20 \times 10^{-6} \cdot T_i^3 - 1,06 \times 10^{-2} \cdot T_i^2 + 1,68 \times 10 \cdot T_i - 5,67 \times 10^3 \right)^2 \cdot \left(\frac{h_{i-1}}{h_i} \right)^2 \cdot \exp \left(- \frac{2,20 \times 10^4}{T_i} \right) \cdot t_i \right\}^{0,5} \leq 1,00$$

• • • (1)

Aquí, en la expresión (1), «N» representa un número total de pasadas desde el inicio hasta la terminación de la laminación en caliente, «i» representa un orden de cada pasada, «T_i» representa una temperatura de laminación (°C) en la pasada i-ésima, «h_i» representa un espesor de lámina (mm) después del procesamiento de la pasada i-ésima, «t_i» representa un tiempo transcurrido desde la pasada i-ésima hasta la siguiente pasada. Se debe observar que cuando i = 1, h₀ = un espesor de losa. Además, un tiempo transcurrido desde una pasada final hasta la siguiente pasada es un tiempo transcurrido desde la pasada final hasta el tiempo de inicio del enfriamiento después de la terminación de la laminación en caliente.

9. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 8,

en donde en la etapa de revestimiento, se generan óxidos en una porción de la capa superficial de la lámina de acero en una zona de precalentamiento donde una relación de aire que es una relación entre un volumen de aire contenido en gas mixto en un volumen unitario en el gas mixto de aire y gas combustible utilizados para el calentamiento y un volumen de aire teóricamente, requerido para permitir la combustión completa del gas combustible contenido en el gas mixto en un volumen unitario se establece de 0,7 a 1,2, posteriormente, los óxidos se reducen en una zona de reducción donde se establece que una relación de presión parcial (P(H₂O)/P(H₂)) entre H₂O y H₂ sea de 0,0001 a 2,0, y posteriormente, la lámina de acero se sumerge en el baño de galvanización en una condición en donde la temperatura del baño de revestimiento es de 450 a 470 °C, la temperatura de la lámina de acero al momento de entrar en el baño de revestimiento es de 430 a 490 °C, una cantidad de Al eficaz en el baño de revestimiento es del 0,01 al 0,18 % en masa, para formar de este modo la capa galvanizada por inmersión en baño caliente en la superficie de la lámina de acero.

10. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 8, que comprende además:

una etapa de laminación templada para realizar una laminación de la lámina de acero con una relación de reducción del 5,00 % o menos después de la etapa de revestimiento.

11. Un procedimiento de fabricación de una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, que comprende:

alear la capa galvanizada por inmersión en baño caliente después de la fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia por el procedimiento de fabricación según el punto 8.

12. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según el punto 10, que comprende además:

una etapa de laminación templada para realizar una laminación en la lámina de acero con una relación de reducción menor del 10 % después de que se alea la capa galvanizada por inmersión en baño caliente.

Efectos ventajosos de la invención

Es posible que una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia, una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia según la presente invención, adhiera C a mucha dislocación y aumente una cantidad de C en una lámina de acero debido que se suministra suficiente densidad de dislocación promedio definiendo una microestructura de la lámina de acero en una fracción predeterminada. Como resultado, es posible aumentar la cantidad de temple por cocción. Además, es posible volver inestable a la austenita retenida reduciendo la cantidad de C en solución sólida en la austenita retenida y transformar fácilmente la austenita retenida en martensita mediante un trabajo de conformado, etc. Como resultado, es posible aumentar la cantidad de temple por cocción. Además, la austenita retenida se transforma en martensita extremadamente dura como se indica anteriormente, y por lo tanto, se introduce la dislocación móvil en una periferia de una estructura de martensita, y por lo tanto, es posible garantizar una cantidad adicional de temple por cocción.

Además, es posible permitir una estructura de austenita retenida isotrópica reduciendo una relación de intensidad aleatoria de rayos X del hierro FCC de la textura de la austenita retenida. Por consiguiente, es posible hacer que la misma se transforme en la martensita isotrópica mediante un procesamiento tal como el posterior trabajo de conformado, y por lo tanto, es posible obtener la capacidad de temple por cocción isotrópica. Además, se define un patrón de granos de cristal de la austenita retenida, y por lo tanto, una relación de transformación en martensita

dependiendo de la dirección del procesamiento es capaz de volverse constante de forma estable, y la capacidad de temple por cocción obtenida mediante la transformación de la martensita se puede volver isotrópica.

5 Como se indica anteriormente, es posible que la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia y la lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia según la presente invención garanticen lo suficiente la cantidad de temple por cocción, y obtengan la capacidad de temple por cocción isotrópica. Por lo tanto, es posible tanto mejorar en gran medida la capacidad de temple por cocción además de la mejora en la resistencia y la ductilidad.

10 Además, la lámina de acero según la presente invención es capaz de suministrar la capacidad de temple por cocción isotrópica, y por lo tanto, es posible diseñar sin limitación una dirección de uso de la lámina de acero según la presente invención cuando se aplica a un elemento, etc.

15 Además, en el procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia y la lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia según la presente invención, es posible permitir que la microestructura deseada tenga suficiente densidad de dislocación, y suprimir el desarrollo de la textura de la austenita para debilitar la anisotropía de la estructura de la austenita definiendo las condiciones de la etapa de laminación en caliente y la posterior laminación en frío. Por consiguiente, es posible hacer que la estructura de martensita se transforme por el posterior procesamiento en isotrópica para mejorar la capacidad de temple por cocción. Además, en la etapa de revestimiento, antes y después de la inmersión de la lámina de acero en el baño de revestimiento, la lámina de acero se mantiene en un intervalo de temperatura de 20 300 a 470 °C durante un tiempo predeterminado para acelerar la transformación de la bainita. Por lo tanto es posible controlar la cantidad de C en solución sólida en la austenita retenida obtenida en la etapa de recocido, y para volver inestable a la austenita retenida. Como resultado, la austenita retenida se transforma fácilmente en martensita en el procesamiento que es una etapa posterior para aumentar la cantidad de temple por cocción.

Descripción de las realizaciones

25 En lo sucesivo en el presente documento, una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia, una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, y un procedimiento de fabricación de las mismas según la presente invención se describen en detalle.

<Lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia>

30 La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia según la presente invención está caracterizada por que una lámina de acero base contiene, en % en masa,

C: del 0,075 al 0,400 %,

Si: del 0,01 al 2,00 %,

Mn: del 0,80 al 3,50 %,

P: del 0,0001 al 0,100 %,

35 S: del 0,0001 al 0,0100 %,

Al: del 0,001 al 2,00 %,

N: del 0,0001 al 0,0100 %,

O: del 0,0001 al 0,0100 % cada vez, y

que contiene además opcionalmente, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

40 Ti: del 0,001 al 0,150 %,

Nb: del 0,001 al 0,100 %,

V: del 0,001 al 0,300 %,

Mo: del 0,01 al 2,00 %,

W: del 0,01 al 2,00 %,

45 Cr: del 0,01 al 2,00 %,

Ni: del 0,01 al 2,00 %,

Cu: del 0,01 al 2,00 %,

B: del 0,0001 al 0,0100 %, y

Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total,

con el resto constituido por Fe e impurezas inevitables,

5 en donde una estructura de la lámina de acero contiene, en fracción de volumen, el 3 % o más de una fase de austenita retenida, el 50 % o menos de una fase de ferrita, y el 40 % o más de una fase dura,

en un intervalo de 1/8 de espesor centrado en torno a un 1/4 de espesor de placa de una superficie a 3/8 de espesor centrado en torno a 1/4 de espesor de placa desde la superficie en la lámina de acero base,

una densidad de dislocación promedio es de $1 \times 10^{13}/m^2$ o más,

10 una cantidad de C en solución sólida contenida en la fase de austenita retenida está en % en masa del 0,70 al 1,00 %,

15 una relación de intensidad aleatoria de rayos X de hierro FCC en una textura de la fase de austenita retenida es de 3,0 o menos, en donde la relación de intensidad aleatoria de rayos X del hierro FCC se encuentra a partir de una función de distribución de orientación de cristal que representa una textura tridimensional calculada basándose en las figuras polares plurales de entre {200}, {311}, {220} figuras polares medidas por la difracción de rayos X,

una relación entre un diámetro de grano con respecto a una dirección de laminación y un diámetro de grano con respecto a una dirección del ancho de lámina de la fase de austenita retenida es de 0,75 a 1,33,

además, se forma una capa galvanizada por inmersión en baño caliente en la superficie de la lámina de acero base y el espesor de la lámina es de 0,6 a 5,0 mm.

20 En lo sucesivo en el presente documento, se describen las razones de limitación de una estructura de la lámina de acero y un componente químico (composición) de la presente invención. Se debe observar que la anotación del «%» representa el % en masa a menos que se especifique de otro modo.

(Espesor de la lámina)

25 Un espesor de lámina de una lámina de acero que se aplica es de 0,6 a 5,0 mm. Cuando es menor de 0,6 mm, no es adecuado debido a que es difícil de mantener la forma plana de la lámina de acero, y cuando excede 5,0 mm, no se puede obtener una microestructura predeterminada debido a que se vuelve difícil enfriar uniformemente el interior de la lámina de acero.

(Microestructura)

30 La microestructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia de la presente invención tiene un componente químico predeterminado, y contiene, en fracción de volumen, el 3 % o más de una fase de austenita retenida (en lo sucesivo en el presente documento, denominada austenita retenida), el 50 % o menos de una fase de ferrita (en lo sucesivo en el presente documento, denominada ferrita), y el 40 % o más de una fase dura, en un intervalo de 1/8 de espesor centrado alrededor de un 1/4 de espesor de lámina de una superficie a 3/8 de espesor centrado alrededor de 1/4 de espesor de lámina de la superficie en la lámina de acero.

35 «Ferrita»

40 La ferrita es una estructura cuyo límite elástico es bajo y tiene una excelente propiedad de temple mecánico. Por consiguiente, cuando la fracción de ferrita se aumenta excesivamente, la resistencia antes de un procedimiento de temple por cocción aumenta y el límite elástico después del procedimiento de temple por cocción disminuye, y por lo tanto, la capacidad de temple por cocción se deteriora en gran medida. Por lo tanto, se establece que la fracción de ferrita en la lámina de acero sea del 50 % o menos. La fracción de ferrita es preferiblemente del 45 % o menos, y más preferiblemente del 40 % o menos para aumentar adicionalmente la capacidad de temple por cocción. Un límite inferior de la fracción de ferrita no se define particularmente, y puede ser del «0» (cero) %. Sin embargo, la fracción de ferrita es preferiblemente del 5 % o más, y más preferiblemente del 10 % o más desde un punto de vista de la ductilidad.

45 «Austenita retenida»

50 La austenita retenida es una estructura que tiene una estructura de cristal FCC (red cúbica de caras centradas), que se transforma en martensita dura durante un procesamiento tal como un trabajo de conformación, y que muestra un gran temple mecánico. Además, la martensita generada durante el procesamiento aumenta rápidamente el límite elástico de la misma que se temple a una temperatura baja en un procedimiento de temple por cocción, y por lo

tanto, se puede obtener un procedimiento de temple por cocción, y por lo tanto, se puede obtener una gran cantidad de temple por cocción aumentando la fracción de volumen de la austenita retenida. Además, la austenita retenida se transforma en martensita, y por lo tanto, se introduce una dislocación móvil en una periferia de la estructura de la martensita, y por lo tanto, se puede obtener además la cantidad de temple por cocción. Desde estos puntos de vista, se establece que la fracción de volumen de la austenita retenida sea del 3 % o más. Además, la fracción de volumen de la austenita retenida es preferiblemente del 5 % o más, y más preferiblemente del 7 % o más para aumentar la ductilidad junto con la cantidad de temple por cocción.

Por otro lado, es necesario añadir muchos elementos de estabilización de la austenita tales como C y Mn para obtener la austenita retenida que excede del 30 %, y la soldabilidad se deteriora significativamente, y por lo tanto, se establece que la fracción de volumen de la austenita retenida sea del 30 % o menos. Desde el punto de vista de la soldabilidad, la fracción de volumen de la austenita retenida preferiblemente es de 25 % o menos, y más preferiblemente de 20 % o menos.

Una cantidad del elemento sólido estabilizador de la austenita, disuelto en la austenita retenida determina la estabilidad de la austenita retenida, y cambia una cantidad de tensión necesaria para la transformación de la austenita retenida en martensita dura. Por consiguiente, una cantidad del elemento de solución sólida de la austenita retenida se controla para controlar de este modo un comportamiento de temple mecánico, y es posible mejorar en gran medida la capacidad de temple por cocción, la ductilidad, y la resistencia a la tracción.

En la presente realización, una cantidad de solución sólida de C que es el elemento de estabilización de la austenita se controla de manera que la austenita retenida se vuelva inestable, y es posible transformar fácilmente la austenita retenida en martensita con una pequeña cantidad de tensión.

En la presente realización, se establece que la cantidad de carbono en solución sólida en la austenita retenida sea del 1,00 % o menos debido a que no se puede obtener suficiente capacidad de temple por cocción mediante la austenita retenida que es excesivamente estable para el procesamiento. Cuando la cantidad de carbono en solución sólida en la austenita retenida excede del 1,00 %, la austenita retenida se vuelve excesivamente estable, una cantidad de martensita generada por el procesamiento tal como el trabajo de conformación antes del procedimiento de temple por cocción se vuelve menor, y no se puede obtener suficiente capacidad de temple por cocción. La cantidad de carbono en solución sólida en la austenita retenida es preferiblemente del 0,96 % o menos para transformar eficientemente la austenita retenida en martensita. Por otro lado, cuando la cantidad de carbono en solución sólida en la austenita retenida está por debajo del 0,70 %, la transformación de la martensita comienza durante un enfriamiento del procedimiento a la temperatura ambiente después de la etapa de recocido, y no se puede garantizar la fracción de la austenita retenida, y por lo tanto, se establece que la cantidad de carbono en solución sólida sea del 0,70 % o más. La cantidad de carbono en solución sólida es preferiblemente del 0,75 % o más, y más preferiblemente del 0,80 % o más para obtener una cantidad suficiente de austenita retenida.

Aquí, ambos de los siguientes afectan a un ajuste del carbono en solución sólida, donde 1] una reducción de laminación y una temperatura de 1050 °C hasta una terminación de la laminación final se establece que estén dentro de un intervalo de la expresión (1) descrita más adelante, y 2] como se describe posteriormente, se mantiene de 300 a 470 °C durante de 20 a 1000 segundos después del recocido. Concretamente, el ajuste del carbono en solución sólida no se puede realizar sustancialmente a menos que se satisfagan tanto el punto 1] como el punto 2].

Particularmente, cuando la expresión (1) descrita más adelante se satisface, la microestructura de una lámina laminada en caliente se vuelve homogénea y de estructura fina, y las perlitas insulares se dispersan homogénea y finamente. En esta perlita, se segrega Mn, y por lo tanto, preferiblemente se sustituye en y retenida haciéndola pasar a través de una transformación de fase en la etapa de recocido. El carbono en solución sólida se concentra eficazmente según la transformación de fase en la etapa de recocido en la austenita homogénea y fina que es una cantidad de carbono en solución sólida apropiada.

Por otro lado, cuando la expresión (1) descrita más adelante está por debajo de un intervalo especificado, la recristalización no se desarrolla, y por lo tanto, se genera perlita gruesa que se extiende en una dirección de laminación. La austenita retenida generada pasando a través de la etapa de recocido se vuelve austenita gruesa extendida. Por consiguiente, es difícil que la concentración de carbono resultante de la transformación de fase avance, y el carbono en solución sólida no se convierte en un intervalo apropiado. Además, una forma de la austenita retenida se vuelve un problema.

Además, cuando la expresión (1) descrita más adelante está por encima del intervalo, la recristalización se desarrolla excesivamente, y se genera perlita masiva y gruesa. La austenita retenida generada haciéndola pasar a través de la etapa de recocido se vuelve austenita masiva y gruesa. Por consiguiente, es difícil que la concentración de carbono resultante de la transformación de fase avance, y el carbono en solución sólida no se convierte en el intervalo apropiado. Además, la forma de la austenita retenida se vuelve un problema.

Se debe observar que es posible encontrar la cantidad de C en solución sólida (C_y) en la austenita retenida realizando una prueba de difracción de rayos X en la misma condición que una medición de una fracción de área de la austenita retenida, encontrando un constante reticular «a» de la austenita retenida, y utilizando la siguiente

expresión (2). Se debe observar que la expresión (2) se describe en el documento «Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 24.1990. pág. 509-514».

[Expresión numérica 2]

$$C_y = \frac{(a - 0,3556)}{0,00095} \times \frac{12,01}{55,84} \dots (2)$$

5 Además, la transformación de la austenita retenida en martensita de acuerdo con el procesamiento se ve afectada por la orientación de los cristales de la austenita retenida. Por consiguiente, cuando la orientación de los cristales de la austenita retenida se desvía fuertemente, una relación de transformación en martensita con respecto a un grado del procesamiento cambia dependiendo de la dirección del procesamiento, y la cantidad de temple por cocción cambia. Por consiguiente, para obtener la cantidad de temple por cocción isotrópico, es necesario hacer aleatoria la orientación de cristales de la austenita retenida de modo que la relación de transformación en martensita con respecto al grado de procesamiento sea constante aun cuando el procesamiento se realice en cualquier dirección.

10 En cuanto a la desviación de la orientación de los cristales de la austenita retenida, es posible evaluar un grado de la misma midiendo una textura del cristal FCC del hierro mediante el procedimiento de difracción de rayos X. Específicamente, puede encontrarse una relación de la intensidad aleatoria de rayos X de una función de distribución de orientación de los cristales (denominada una función de distribución de orientación, ODF) que representa una textura tridimensional calculada basándose en las figuras de polos plurales de entre las figuras polares {200}, {311}, {220} medidas mediante la difracción de rayos X.

15 En la presente realización, es necesario establecer la relación de intensidad aleatoria de rayos X del hierro FCC de la textura de la austenita retenida a 3,0 o menos para reducir suficientemente la anisotropía de la capacidad de temple por cocción, y para obtener la cantidad de temple por cocción isotrópico. Cuanto menor sea la relación de intensidad aleatoria, más se reduce preferiblemente la anisotropía, y es preferiblemente de 2,5 o menos, y más preferiblemente de 2,0 o menos. Un límite inferior de la relación de intensidad aleatoria no se limita particularmente, aunque es extremadamente difícil en la industria de establecerlo a menos de 1,2, y por lo tanto, es preferiblemente de 1,2 o más.

20 Se debe observar que la relación de intensidad aleatoria de rayos X es un valor numérico en donde las intensidades de los rayos X de cada una de una muestra estándar que no tiene una integración en una orientación específica y un material muestra se miden en la misma condición mediante el procedimiento de difracción de rayos X, etc., y la intensidad de rayos X obtenida del material de muestra se divide por la intensidad de rayos X de la muestra estándar.

25 La fabricación de las muestras para la difracción de rayos X puede realizarse como se indica más adelante.

30 Al principio, una lámina de acero se pule hasta una posición predeterminada en una dirección del espesor de la lámina mediante pulido mecánico, pulido químico, etc., se elimina la deformación mediante pulido electrolítico y pulido químico según las necesidades, y al mismo tiempo, se ajusta de manera que una porción de 1/4 de espesor de la lámina se vuelva una superficie de medición. Cabe observar que es difícil establecer con precisión la superficie de medición en la porción de 1/4 de espesor de la lámina, y por lo tanto, la muestra puede fabricarse de tal modo que una superficie dentro de un intervalo del 3 % con respecto al espesor de la lámina alrededor de la posición objetivo se convierta en la superficie de medición. Además, cuando la medición mediante la difracción de rayos X es difícil, puede realizarse estadísticamente un número suficiente de mediciones mediante un procedimiento EBSD.

35 Además, cuando los granos de cristal de la austenita retenida se extienden en una dirección específica en una superficie en paralelo a la superficie de la lámina, la relación de transformación en martensita cambia dependiendo de la dirección de procesamiento, y por lo tanto, se genera la anisotropía en la cantidad de temple por cocción. Concretamente, se define un patrón de los granos de cristal de la austenita retenida, y por lo tanto, es posible debilitar la anisotropía en la cantidad de temple por cocción.

40 En la presente realización, cuando un diámetro de grano promedio del grano de cristal de la austenita retenida con respecto a una dirección de laminación se establece como d(RD), y un diámetro de grano promedio con respecto a una dirección del ancho de la lámina se establece como d(TD), un parámetro «d(RD)/d(TD)» constituido por ambos se limita para ser un intervalo de 0,75 o más y 1,33 o menos. «d(RD)/d(TD)» es preferiblemente de 0,80 más y 1,25 o menos, y más preferiblemente 0,85 o más y 1,18 o menos para reducir adicionalmente la anisotropía de la cantidad de temple por cocción.

45 Se debe observar que el grano del cristal de la austenita retenida se evalúa terminando una superficie en paralelo con respecto a la superficie de la lámina en 1/4 de espesor en una superficie espejo, utilizando una FE-SEM (microscopía electrónica de barrido con emisión de campo), y realizando un análisis de orientación del cristal a alta resolución mediante el procedimiento EBSD (difracción de electrones por retrodispersión). Una etapa de medición se establece como 0,1 μm, y una región en donde cada 10 puntos o más representan un patrón de difracción del

agregado de hierro FCC, y una orientación incorrecta entre sí es menor de 10° se ajusta como el grano de cristal de la austenita retenida. En este caso, se ignora la orientación incorrecta del cristal con un segundo punto de medición de proximidad que se encuentra en cada punto de medición, un punto cuya orientación incorrecta del cristal es de 10,0° o más que se determina que pertenece a un grano de cristal diferente, y se encuentra que un valor promedio de las orientaciones incorrectas del cristal con un segundo grupo de puntos de medición de proximidad cuya orientación incorrecta del cristal es de 10,0° o menos que se determinan dentro del mismo grano de cristal. En cuanto al diámetro de grano, cada uno los diámetros de grano en la dirección de laminado y en la dirección del ancho de la lámina se mide en 30 a 300 piezas de los granos de cristal de la austenita retenida seleccionados al azar.

10 «Fase Dura»

En la presente realización, la fase dura contiene del 40 % o más además de la ferrita y la austenita retenida. Se debe observar que como la fase dura, se desea que una fase de ferrita bainítica, y/o una fase de bainita, una fase de martensita templada, y una fase de martensita recién preparada estén contenidas en el complejo. Esta fase dura es una fase genérica de un producto de transformación que es más duro que la fase de ferrita.

15 «Ferrita bainítica y/o bainita»

La ferrita bainita y/o la bainita es una estructura necesaria para obtener eficientemente la austenita retenida, y está contenida preferiblemente en la estructura de la lámina de acero del 10 al 80 % en la fracción de volumen. Además, la ferrita bainítica y/o la bainita es una microestructura que tiene una intensidad intermedia entre ferrita blanda y martensita dura, la martensita templada y la austenita retenida, y preferiblemente contiene del 15 % o más, más preferiblemente contiene del 20 % o más desde un punto de vista de la capacidad de empalme elástico. Por otro lado, cuando la fracción de volumen de la ferrita bainítica y/o bainita excede del 80 %, esto no es preferible debido a que es preocupante que el límite elástico aumente excesivamente y la ductilidad se deteriore. Desde un punto de vista la ductilidad, la fracción de volumen de la ferrita bainítica y/o la bainita es preferiblemente del 70 % o menos, y más preferiblemente del 60 % o menos.

25 «Martensita templada»

La martensita templada es una estructura que mejora enormemente la resistencia a la tracción, y puede estar contenida en la estructura de la lámina de acero al 50 % o menos en fracción de volumen. Desde un punto de vista de la resistencia a la tracción, la fracción de volumen de la martensita templada es preferiblemente del 10 % o más. Por otro lado, cuando la fracción de volumen de la martensita templada contenida en la estructura de la lámina de acero excede 50 %, no es preferible debido a que el límite elástico se aumenta excesivamente y es preocupante que la capacidad de temple por cocción se deteriore.

30 «Martensita recién preparada»

La martensita recién preparada mejora enormemente la resistencia a la tracción, aunque por otro lado, se convierte en un punto de partida de la rotura para deteriorar la capacidad de empalme elástico, y por lo tanto, preferiblemente está contenida en la estructura de la lámina de acero al 25 % o menos en fracción de volumen. La fracción de volumen de la martensita recién preparada es preferiblemente del 20 % o menos, más preferiblemente del 15 % o menos para aumentar la capacidad de empalme elástico.

35 «Otras microestructuras»

Las estructuras distintas a las anteriores tales como la perlita y/o cementita gruesa pueden estar contenidas en la microestructura de la lámina de acero de la presente invención. Sin embargo, cuando una cantidad de la perlita y/o la cementita gruesa se vuelve mayor en la estructura de la lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia, la ductilidad se deteriora. Por lo tanto, la fracción de volumen de la perlita y/o la cementita gruesa contenida en la estructura de la lámina de acero es preferiblemente del 10 % o menos como un total, y más preferiblemente del 5 % o menos.

45 Se debe observar que la fracción de volumen de cada estructura contenida en la estructura de la lámina de acero que se describe anteriormente se puede medir, por ejemplo, mediante el procedimiento que se ilustra más adelante.

Las fracciones de volumen de la ferrita, la austenita retenida, la ferrita bainítica, la bainita, la martensita templada y la martensita recién preparada contenidas en la estructura de la lámina de acero de la lámina de acero de la presente invención se obtienen tomando una muestra de una sección transversal en paralelo a la dirección de laminación de la lámina de acero y en perpendicular a la superficie de la lámina como una superficie de observación, puliendo la superficie de observación, realizando un grabado con nital, y observando un intervalo de 1/8 de espesor centrado de alrededor de 1/4 de espesor de la lámina desde una superficie a 3/8 de espesor centrado a alrededor de 1/4 de espesor de la lámina de la superficie con la microscopía electrónica de barrido con emisión de campo (FE-SEM) para medir una fracción del área.

55

(Densidad de dislocación promedio)

La densidad de dislocación promedio (antes del envío) en el intervalo de 1/8 de espesor a alrededor de 1/4 del espesor de lámina desde la superficie hasta 3/8 de espesor alrededor de 1/4 del espesor de lámina desde la superficie de la lámina de acero base según la presente realización se establece que sea de $1,0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ o más.

5 En lo sucesivo en el presente documento, se describen las razones de definición de la densidad de dislocación promedio.

Es muy eficaz añadir mucho carbono en solución sólida para aumentar la capacidad de temple por cocción. Sin embargo, la cantidad de carbón sólido que se disuelve en un cristal BCC de hierro es muy pequeña, y por lo tanto, es eficaz que la densidad de dislocación promedio en la lámina de acero se aumente reduciendo la temperatura de transformación tanto como sea posible de manera que el carbono se adhiera a muchas dislocaciones para aumentar la cantidad de carbón en solución sólida. Desde este punto de vista, la densidad de dislocación promedio en la lámina de acero se establece que sea de $1,0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ o más. Cuanto mayor es la densidad de dislocación, más fácil es obtener carbono en solución sólida, y por lo tanto, la densidad de dislocación promedio es preferiblemente $3,0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ o más, y más preferiblemente $5,0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ o más. No se proporciona particularmente un límite superior de la densidad de dislocación, aunque es preferiblemente de $1,0 \times 10^{17}/\text{m}^2$ o menos, y más preferiblemente de $3,0 \times 10^{16}/\text{m}^2$ o menos debido a que la ductilidad se deteriora drásticamente cuando la densidad de dislocación excede de $1,0 \times 10^{17}/\text{m}^2$.

Es posible encontrar la densidad de dislocación mediante el procedimiento de difracción de rayos X y una observación con microscopio electrónico de transmisión (TEM). El TEM es capaz de observar una región diminuta, y por lo tanto, es posible medir cada una de las densidades de dislocación de la ferrita y la estructura dura en el caso de una lámina de acero de estructura de múltiples fases. Se debe observar que en la observación TEM, es necesario procesar la lámina de acero en un estado de lámina delgada, o acicularla delgada en una etapa de fabricación de muestras, y por lo tanto, es difícil crear la muestra, y hay un caso en donde la densidad de dislocación se reduce debido a que la dislocación alcanza una superficie de la muestra para desaparecer mediante un ligero movimiento debido a que la muestra es pequeña, y por lo tanto, se requiere suficiente atención para fabricar la muestra. Además, se limita un campo visual medible en la observación TEM. Por otro lado, en el procedimiento de difracción de rayos X, es posible medir de manera relativamente fácil la densidad de dislocación promedio en una región amplia. Por consiguiente, el procedimiento que mide la densidad de dislocación utilizando el procedimiento de difracción de rayos X se utiliza en la presente invención.

30 Se debe observar que la densidad de dislocación se obtiene controlando la fracción de la microestructura en un intervalo predeterminado, y realizando una laminación templada apropiada. Esto se debe a que las densidades de dislocación acumuladas dentro son diferentes dependiendo de los tipos de las microestructuras.

(Capa descarburada)

Además, en la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia de la presente realización, la capacidad de temple por cocción se mejora haciendo una porción de la capa superficial en una capa descarburada que tiene una cantidad pequeña de estructura dura para dispersar óxidos finos para aumentar así la adhesividad de una capa de revestimiento, aumentar un límite elástico de una capa superficial de hierro base, y evitar producirla fácilmente después del procedimiento de temple por cocción. Se debe observar que la estructura dura descrita aquí es una constituida por la capa dura indicada anteriormente y la austenita retenida.

40 En la presente realización, un espesor de la capa descarburada formada en la porción de la capa superficial de la lámina de acero base se establece que esté dentro de un intervalo de $0,01 \mu\text{m}$ a $10,0 \mu\text{m}$, un diámetro de grano promedio de los óxidos finamente dispersados en la capa descarburada es de 500 nm o menos, y una densidad promedio de los óxidos en la capa descarburada está dentro de un intervalo de $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más.

En lo sucesivo en el presente documento, se describen las razones de limitación de lo anterior.

45 La capa descarburada que tiene un espesor apropiado se forma en la porción de la capa superficial de la lámina de acero base, y por lo tanto, es posible garantizar la resistencia a la tracción y aumentar la adhesividad entre la lámina de acero base y la capa de revestimiento. Cuando el espesor de la capa descarburada es menor de $0,01 \mu\text{m}$, la adhesividad con la capa de revestimiento no se puede obtener de manera suficiente, y por lo tanto, el espesor de la capa descarburada se establece que es de $0,01 \mu\text{m}$ o más. El espesor de la capa descarburada es preferiblemente de $0,08 \mu\text{m}$ o más, y más preferiblemente de $0,15 \mu\text{m}$ o más para mejorar adicionalmente la adhesividad con la capa de revestimiento. Por otro lado, una capa descarburada excesivamente delgada reduce la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga de la lámina de acero. Desde este punto de vista, el espesor de la capa descarburada se establece que es de $10,0 \mu\text{m}$ o menos. A partir de un punto de vista la resistencia a la fatiga, el espesor de la capa descarburada es preferiblemente de $9,0 \mu\text{m}$ o menos, y más preferiblemente de $8,0 \mu\text{m}$ o menos.

55 Se debe observar que, la capa descarburada es una región que continúa desde una superficie superior del hierro base, y una región cuya fracción de la estructura dura es de la mitad o menos de la fracción de la estructura dura a 1/4 de espesor de la lámina de acero base en la región.

La sección transversal en la dirección del espesor en paralelo a la dirección de laminación se termina en la superficie espejo, la misma se observa utilizando la FE-SEM, los espesores de las capas descascaradas en tres puntos o más se miden en una lámina de acero, y el valor promedio de la misma se considera el espesor de la capa descascarada.

5 La resistencia de la capa descascarada formada en la porción de la capa superficial de la lámina de acero base es baja, y es difícil que tenga lugar la rotura que comienza desde la capa descascarada, aunque existe una gran diferencia de resistencia entre el interior de la lámina de acero y la capa descascarada, y por lo tanto, una interfaz entre el hierro base y la capa descascarada es capaz de funcionar como un punto de partida de una nueva rotura. Para evitar la rotura, es eficaz dispersar los óxidos en el interior del grano de cristal y/o un límite de los granos de cristal en la capa descascarada, la resistencia de la capa descascarada se aumenta para hacer la diferencia de resistencia con el interior de la lámina de acero es pequeña. La densidad de los óxidos se establece que sea de $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/m² o más para obtener suficiente resistencia. La densidad de los óxidos es preferiblemente de $3,0 \times 10^{12}$ óxidos/m² o más, y más preferiblemente de $5,0 \times 10^{12}$ óxidos/m² o más para mejorar adicionalmente la rigidez a baja temperatura. Por otro lado, cuando la densidad de los óxidos excede de $1,0 \times 10^{16}$ óxidos/m², una distancia entre los óxidos se vuelve excesivamente cercana, la porción de la capa superficial se rompe por el ligero procesamiento que daña la capa de revestimiento formada sobre la misma, y por lo tanto, se establece que sea de $1,0 \times 10^{16}$ óxidos/m² o menos. La densidad de los óxidos es preferiblemente de $5,0 \times 10^{15}$ óxidos/m² o menos, y más preferiblemente de $1,0 \times 10^{15}$ óxidos/m² o menos de la capa superficial de la lámina de acero para que tenga suficiente formabilidad.

Se debe observar que el óxido descrito aquí significa que el óxido principalmente contiene Si y/o Mn.

20 Además, cuando el tamaño del óxido que se dispersa en la capa descascarada es grande, el óxido en sí funciona como el punto de partida de la rotura, y por lo tanto, la propiedad de resistencia a la rotura, tal como la ductilidad, se deteriora. Por consiguiente, el diámetro de grano promedio del óxido se establece que sea de 500 nm o menos. El diámetro de grano promedio de los óxidos es preferiblemente de 300 nm o menos, y más preferiblemente de 100 nm o menos para mejorar adicionalmente la propiedad de resistencia a la rotura, tal como la ductilidad. Un límite inferior del diámetro de grano promedio del óxido no se proporciona de manera particular, aunque es necesario controlar estrictamente la atmósfera del procedimiento y la temperatura para hacerlo menor a 30 nm, y esto es difícil en la práctica. Por lo tanto, es preferiblemente de 30 nm o más.

30 En cuanto al óxido de la capa descascarada, la sección transversal en la dirección del espesor en paralelo a la dirección de laminación se termina en la superficie espejo, y se observa utilizando la FE-SEM. La densidad del óxido se encuentra contando el número de óxidos observando la capa descascarada a una extensión de $7 \mu\text{m}^2$, o utilizando un área de observación requerida para cuantificar hasta 1000 piezas de óxidos. Además, el diámetro de grano promedio del óxido es un promedio de los diámetros de grano equivalentes circulares de 100 piezas a 1000 piezas seleccionadas al azar.

<Lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia>

35 Se debe observar que una capa galvanizada por inmersión en baño caliente formada en la superficie de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia según la presente realización puede realizarse un tratamiento de aleación que sea una lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia. La lámina de acero aleada y galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia, obtenida de este documento es capaz de mostrar efectos similares a la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia establecida anteriormente.

45 Además, en la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, una película de revestimiento compuesta por un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo puede formarse en una superficie de la capa galvanizada por inmersión en baño caliente o una capa aleada galvanizada por inmersión en baño caliente. Se puede hacer una función como un lubricante cuando la lámina de acero se procesa, y es posible proteger la galvanización formada en la superficie de la lámina de acero.

A continuación se describe el componente químico (composición) de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia y la lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia de la presente invención. Se debe observar que un indicador [%] en la siguiente descripción representa [% en masa].

50 «C: del 0,075 al 0,400 %»

55 El C se incluye para aumentar la resistencia y la capacidad de temple por cocción de la lámina de acero de alta resistencia. Sin embargo, un contenido de C que excede del 0,400 % de la soldabilidad se vuelve insuficiente. Desde un punto de vista de la soldabilidad, el contenido de C es preferiblemente del 0,300 % o menos, y más preferiblemente del 0,250 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de C es menor del 0,075 %, la resistencia se reduce, y se vuelve difícil garantizar la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más. El contenido de C es preferiblemente del 0,085 % o más, y más preferiblemente del 0,100 % o más para aumentar adicionalmente la resistencia y la capacidad de temple por cocción.

«Si: del 0,01 al 2,00 %»

El Si es un elemento necesario para aumentar la resistencia y la formabilidad suprimiendo la generación de carburo a base de hierro, y obteniendo una cantidad predeterminada de austenita retenida en la etapa de recocido. Sin embargo, cuando un contenido de Si excede del 2,00 %, existe el caso en donde la lámina de acero se vuelve quebradiza, y la laminación en frío se vuelve difícil de realizar. Por consiguiente, desde un punto de vista de la laminación en frío, el contenido de Si es preferiblemente del 1,80 % o menos, y más preferiblemente del 1,50 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Si es menor del 0,01 %, se generan muchos carburos a base de hierro en la etapa de recocido, no se puede obtener suficiente cantidad de austenitas residuales, además de que se generan muchos carburos a base de hierro grueso durante el tratamiento de aleación de la capa de revestimiento, y existe una posibilidad de que la resistencia y la formabilidad se deterioren. Por consiguiente, el contenido de Si es preferiblemente del 0,20 % o más, y más preferiblemente del 0,50 % o más.

«Mn: del 0,80 al 3,50 %»

Se añade Mn a la lámina de acero de la presente invención para aumentar la resistencia de la lámina de acero. Sin embargo, cuando el contenido de Mn excede del 3,50 %, se genera una porción concentrada de Mn gruesa en una porción central del espesor de la lámina de la lámina de acero, es fácil que tenga lugar el resquebrajamiento, y un problema de tal modo que es fácil que tengan lugar roturas en la losa fundida. Además, cuando el contenido de Mn excede del 3,50 %, la soldabilidad también se deteriora. Por consiguiente, es necesario establecer el contenido de Mn al 3,50 % o menos. Desde un punto de vista de la soldabilidad, el contenido de Mn es preferiblemente del 3,00 % o menos, y más preferiblemente del 2,70 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es menor del 0,80 %, se forman muchas estructuras blandas durante el enfriamiento después del recocido, y se vuelve difícil garantizar la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más. Por lo tanto, es necesario establecer el contenido de Mn al 0,80 % o más. El contenido de Mn es preferiblemente del 1,00 % o más, y más preferiblemente del 1,30 % o más para aumentar adicionalmente la resistencia.

«P: del 0,0001 al 0,100 %»

P tiende a segregarse en la porción central del espesor de la lámina de la lámina de acero, y vuelve quebradiza una zona de soldadura. Cuando un contenido de P excede del 0,100 %, la zona de soldadura se vuelve drásticamente quebradiza, y por lo tanto, el contenido de P se limita al 0,100 % o menos. Desde un punto de vista del resquebrajamiento, el contenido de P es preferiblemente del 0,030 % o menos. Se debe observar el efecto de la presente invención se muestra sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de P, aunque el coste de fabricación se aumenta drásticamente si el contenido de P se establece que sea menor del 0,0001 %, y por lo tanto, se establece que el 0,0001 % sea el valor límite inferior. Además, es preferiblemente del 0,0010 % o más.

«S: del 0,0001 al 0,0100 %»

S afecta adversamente a la soldabilidad y capacidad de fabricación al momento de la fundición y el tiempo de laminación en caliente. Por lo tanto, un valor límite superior de un contenido de S se establece que sea del 0,0100 % o menos. Además, S se une a Mn para formar MnS grueso y reduce la ductilidad y la capacidad de empalme elástico, y por lo tanto, es preferiblemente del 0,0050 % o menos, y más preferiblemente del 0,0025 % o menos. El efecto de la presente invención se muestra sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de S, aunque el coste de fabricación se aumenta drásticamente si el contenido de S se establece que sea menor del 0,0001 %, y por lo tanto, se establece que el 0,0001 % sea el valor límite inferior. Se debe observar preferiblemente que es del 0,0005 % o más, y más preferiblemente del 0,0010 % o más.

«Al: del 0,001 % al 2,00 %»

Al es un elemento que suprime la generación del carburo a base de hierro para hacer fácil el obtener la austenita retenida, y aumentar la resistencia y la formabilidad. Sin embargo, cuando un contenido de Al excede del 2,00 %, la soldabilidad se deteriora, y por lo tanto, se establece que un límite superior del contenido de Al sea del 2,00 %. Desde este punto de vista, el contenido de Al es preferiblemente del 1,50 % o menos, y más preferiblemente del 1,20 % o menos. Por otro lado, el efecto de la presente invención se muestra sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de Al, aunque el Al es la impureza inevitable que existe minuciosamente en una materia prima, y el coste de fabricación se aumenta drásticamente si el contenido de Al se establece que sea menor del 0,001 %, y por lo tanto, el límite inferior se establece que sea del 0,001 % o más. Además, Al es un elemento eficaz también como un desoxidante, aunque la cantidad de Al es preferiblemente del 0,010 % o más para obtener el efecto de la desoxidación de manera más suficiente.

«N: del 0,0001 al 0,0100 %»

El N forma un nitruro grueso, y deteriora la ductilidad y la capacidad de empalme elástico, y por lo tanto, es necesario suprimir una cantidad de adición del mismo. Cuando un contenido de N excede del 0,0100 %, la tendencia se vuelve obvia, y por lo tanto, se establece que un límite superior del contenido de N sea del 0,0100 %. Desde los puntos de vista de la ductilidad y la capacidad de empalme elástico, el límite superior del contenido de N es preferiblemente del 0,0070 %, y más preferiblemente del 0,0050 %. Además, N explica la aparición de sopladuras al

momento de la soldadura, y por lo tanto, el contenido más pequeño es el mejor. El efecto de la presente invención se muestra sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de N, aunque el coste de fabricación se aumenta drásticamente si el contenido de N se establece que sea menor del 0,0001 %, y por lo tanto, se establece que el límite inferior sea del 0,0001 % o más. Además, es preferiblemente del 0,0005 % o más, y más preferiblemente del 0,0010 % o más.

«O: del 0,0001 al 0,0100 %»

O forma un óxido, y deteriora la ductilidad y la capacidad de empalme elástico, y por lo tanto, es necesario suprimir una cantidad de adición del mismo. Cuando un contenido de O excede del 0,0100 %, el deterioro de la capacidad de empalme elástico se vuelve obvio, y por lo tanto, se establece que un límite superior del contenido de O sea del 0,0100 % o menos. Además, el contenido de O es preferiblemente del 0,0070 % o menos, y más preferiblemente del 0,0050 % o menos. El efecto de la presente invención se muestra sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de O, aunque el coste de fabricación se aumenta drásticamente si el contenido de O se establece que sea menor del 0,0001 %, y por lo tanto, se establece que el límite inferior sea del 0,0001 %. Además, el límite inferior del contenido de O es preferiblemente del 0,0003 % y más preferiblemente del 0,0005 %.

Además, es preferible añadir un tipo o dos tipos o más de entre Ti: del 0,001 al 0,150 %, Nb: del 0,001 al 0,100 %, V: del 0,001 al 0,300 % además de los elementos descritos anteriormente a la lámina de acero base de la presente invención.

«Ti: del 0,001 al 0,150 %»

Ti es un elemento que contribuye al aumento de resistencia de la lámina de acero mediante el refuerzo del precipitado, refuerzo de granos finos mediante una supresión de crecimiento de los granos de cristal de ferrita, y refuerzo de dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando un contenido de Ti excede del 0,150 %, una cantidad de precipitación de carbonitruros se aumenta, y la formabilidad se deteriora, y por lo tanto, el contenido de Ti es preferiblemente del 0,150 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar particularmente un límite inferior del contenido de Ti, aunque el contenido de Ti es preferiblemente del 0,001 % o más para obtener completamente el efecto de aumento de resistencia mediante la adición de Ti.

«Nb: del 0,001 al 0,100 %»

Nb es un elemento que contribuye al aumento de resistencia de la lámina de acero mediante el refuerzo del precipitado, el refuerzo de granos finos mediante la supresión de crecimiento de los granos de cristal de ferrita, y el refuerzo de dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando un contenido de Nb excede del 0,150 %, una cantidad de precipitación de carbonitruros se aumenta, y la formabilidad se deteriora, y por lo tanto, el contenido de Nb es preferiblemente del 0,150 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar particularmente un límite inferior del contenido de Nb, aunque el contenido de Nb es preferiblemente del 0,001 % o más para obtener suficientemente el efecto de aumento de resistencia mediante la adición de Nb.

«V: del 0,001 al 0,300 %»

V es un elemento que contribuye al aumento de resistencia de la lámina de acero mediante el refuerzo del precipitado, el refuerzo de granos finos mediante la supresión de crecimiento de los granos de cristal de ferrita, y el refuerzo de dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando un contenido de V excede del 0,300 %, una cantidad de precipitación de carbonitruros se aumenta, y la formabilidad se deteriora, y por lo tanto, el contenido de V es preferiblemente del 0,300 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar particularmente un límite inferior del contenido de V, aunque el contenido de V es preferiblemente del 0,001 % o más para obtener suficientemente el efecto de aumento de resistencia mediante la adición de V.

Además, es preferible añadir un tipo o dos tipos o más de entre Mo: del 0,01 al 2,00 %, W: del 0,01 al 2,00 %, Cr: del 0,01 al 2,00 %, Ni: del 0,01 al 2,00 %, Cu: del 0,01 al 2,00 %, B: del 0,0001 al 0,0100 % además de los elementos descritos anteriormente a la lámina de acero base de la presente invención.

«Mo: del 0,01 al 2,00 %»

Mo es un elemento eficaz que suprime una transformación de fase a alta temperatura, y refuerzo elevado. Mo puede añadirse en vez de una parte de C y/o Mn. Cuando un contenido de Mo excede del 2,00 %, la maleabilidad en moldeado en caliente se daña y la productividad se reduce, y por lo tanto, el contenido de Mo es preferiblemente del 2,00 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de Mo, aunque el contenido de Mo es preferiblemente del 0,01 % o más para obtener de manera suficiente un elevado refuerzo mediante la adición de Mo.

«W: del 0,01 al 2,00 %»

W es un elemento eficaz que suprime la transformación de fase a alta temperatura, y refuerzo elevado. W puede añadirse en vez de una parte de C y/o Mn. Cuando un contenido de W excede del 2,00 %, la maleabilidad en

moldeado en caliente se daña y la productividad se reduce, y por lo tanto, el contenido de W es preferiblemente del 2,00 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de W, aunque el contenido de W es preferiblemente del 0,01 % o más para obtener de manera suficiente un elevado refuerzo mediante la adición de W.

5 «Cr: del 0,01 al 2,00 %»

Cr es un elemento eficaz que suprime la transformación de fase a alta temperatura, y refuerzo elevado. Cr puede añadirse en vez de una parte de C y/o Mn. Cuando un contenido de Cr excede del 2,00 %, la maleabilidad en moldeado en caliente se daña y la productividad se reduce, y por lo tanto, el contenido de Cr es preferiblemente del 2,00 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de Cr, aunque el contenido de Cr es preferiblemente del 0,01 % o más para obtener de manera suficiente un elevado refuerzo mediante la adición de Cr.

10

«Ni: del 0,01 al 2,00 %»

Ni es un elemento eficaz que suprime la transformación de fase a alta temperatura, y refuerzo elevado. Ni puede añadirse en vez de una parte de C y/o Mn. Cuando un contenido de Ni excede del 2,00 %, la soldabilidad se daña, y por lo tanto, el contenido de Ni es preferiblemente del 2,00 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de Ni, aunque el contenido de Ni es preferiblemente del 0,01 % o más para obtener de manera suficiente un elevado refuerzo mediante la adición de Ni.

15

«Cu: del 0,01 al 2,00 %»

Cu es un elemento que aumenta la resistencia al existir en la lámina como partículas finas, y se puede añadir en vez de una parte de C y/o Mn. Cuando un contenido de Cu excede del 2,00 %, la soldabilidad se daña, y por lo tanto, el contenido de Cu es preferiblemente del 2,00 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de Cu, aunque el contenido de Cu es preferiblemente del 0,01 % o más para obtener de manera suficiente un elevado refuerzo mediante la adición de Cu.

20

«B: del 0,0001 al 0,0100 %»

B es un elemento eficaz que suprime una transformación de fase a alta temperatura, y el refuerzo elevado, y puede añadirse en vez de una parte de C y/o Mn. Cuando un contenido de B excede del 0,0100 %, la maleabilidad en moldeado en caliente se daña y la productividad se reduce, y por lo tanto, el contenido de B es preferiblemente del 0,0100 % o menos. El efecto de la presente invención es mostrar sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido de B, aunque el contenido de B es preferiblemente del 0,0001 % o más para obtener de manera suficiente un elevado refuerzo mediante la adición de B.

25

30

Además, es preferible añadir un tipo o dos tipos o más de entre Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM a la lámina de acero base de la presente invención del 0,0001 al 0,0100 % como un total además de los elementos indicados anteriormente.

«Un tipo o dos tipos o más de entre Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total»

Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM son elementos eficaces para la mejora de la formabilidad, y se puede añadir un tipo o dos tipos o más. Sin embargo, cuando un contenido total de un tipo o dos tipos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM exceden del 0,0100 %, existe la posibilidad de que la ductilidad se dañe en forma opuesta. Por lo tanto, el contenido total de cada elemento es preferiblemente del 0,0100 % o menos. El efecto de la presente invención se muestra sin limitar de manera particular un límite inferior del contenido total de un tipo o dos tipos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM, aunque el contenido total de cada elemento es preferiblemente del 0,0001 % o más para obtener de manera suficiente el efecto de mejora de la formabilidad de la lámina de acero.

35

40

Se debe observar que REM es una abreviatura de un metal de tierras raras, e indica un elemento que pertenece a una serie de lantánidos. En la presente invención, es frecuente el caso en donde REM y Ce se añaden como un metal mezclado, y existe un caso en donde los elementos de la serie de lantánidos están contenidos en el complejo además de La y Ce. El efecto de la presente invención se muestra incluso si los elementos de la serie de lantánidos distintos a estos de La y Ce están contenidos como las impurezas inevitables.

45

<Procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia>

A continuación, se describe un procedimiento de fabricación de una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia de la presente realización.

El procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia de la presente realización incluye: una etapa de laminación en caliente para calentar una losa que tiene el componente químico indicado anteriormente a 1180 °C o más, comenzando con una laminación en caliente realizada mediante varias pasadas, y realizando la laminación en caliente en donde una relación entre una temperatura «T» de una lámina de acero laminada en caliente, un espesor de lámina «h», y un tiempo transcurrido «t» entre cada pasada dentro de un intervalo de 1050 °C hasta una temperatura de terminación de laminación

50

satisface la siguiente expresión (1), y finalizando el laminado en un intervalo de temperatura de 880 °C o más; una primera etapa de enfriamiento para iniciar el enfriamiento después de un tiempo transcurrido después de la terminación de la laminación en caliente hasta el inicio del enfriamiento se establece que sea de 1,0 segundos o más, y deteniendo el enfriamiento a 450 °C o más; una etapa de laminación en frío para establecer que un tiempo transcurrido después del primer enfriamiento hasta 400 °C sea de una hora o más, y posteriormente, se realiza una laminación en frío mientras se establece una relación de reducción total sea del 30 % al 75 %; una etapa de recocido continuo para recocer a una temperatura de calentamiento máxima de (AC₃ - 50)°C o más; y una etapa de revestimiento para sumergir la lámina de acero en el baño de galvanización y formar una capa galvanizada por inmersión en baño caliente en una superficie de la lámina de acero después de la etapa de recocido continuo.

Se debe observar que en la siguiente expresión (1), «N» representa un número total de pasadas desde el inicio hasta la terminación de la laminación en caliente, «i» representa un orden de cada pasada, «T_i» representa una temperatura de laminación (°C) en la pasada i-ésima, «h_i» representa un espesor de lámina (mm) después del procesamiento de la pasada i-ésima, y «t_i» representa un tiempo transcurrido desde la pasada i-ésima hasta la siguiente pasada. Se debe observar que cuando i = 1, h₀ = un espesor de losa. Además, un tiempo transcurrido desde una pasada final hasta la siguiente pasada es un tiempo transcurrido desde la pasada final hasta el tiempo de inicio del enfriamiento después de la terminación de la laminación en caliente.

Aquí, la expresión (1) es una fórmula empírica en consideración del avance de la recristalización de la austenita en la etapa de laminación en caliente y un crecimiento de la austenita recristalizada, y es un índice que representa el tamaño de un grano de cristal de austenita después de la laminación. Un producto de un polinomio de la temperatura de laminación «T» y la relación de reducción representa una fuerza de impulsión de la recristalización. Un término exponencial representa la tendencia de la dispersión de átomos, y se refiere a la tasa de crecimiento de la austenita en granos recristalizados. El tiempo «t» se añade al producto de ambos, y por lo tanto, un grado de crecimiento de austenita mediante cada pasada se puede evaluar, y se puede hacer una evaluación de un diámetro de grano de austenita mediante una laminación en caliente de múltiples pasadas encontrando una raíz cuadrada media y una raíz cuadrada del mismo.

En lo sucesivo en el presente documento, se describen las razones de limitación de las condiciones de fabricación indicadas anteriormente.

[Expresión numérica 3]

$$0,10 \leq \left\{ \sum_{i=1}^N (5,20 \times 10^{-6} \cdot T_i^3 - 1,06 \times 10^{-2} \cdot T_i^2 + 1,68 \times 10 \cdot T_i - 5,67 \times 10^3)^2 \cdot \left(\frac{h_{i-1}}{h_i} \right)^2 \cdot \exp \left(-\frac{2,20 \times 10^4}{T_i} \right) \cdot t_i \right\}^{0,5} \leq 1,00$$

* * * (1)

Para fabricar la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia de la presente realización, en primer lugar, se funde una losa que tiene el componente químico descrito anteriormente (composición).

Una losa fabricada mediante una losa continuamente fundida, un fundidor de losas delgadas, etc., se puede utilizar como una losa suministrada para la laminación en caliente. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención cumple un procedimiento tal como una laminación de fundición directa continua (CC-DR) que realiza la laminación en caliente justo después de la fundición.

(Etapa de laminación en caliente)

En la etapa de laminación en caliente, se establece que la temperatura de calentamiento de la losa sea de 1180 °C o más. Cuando la temperatura de calentamiento de la losa es excesivamente baja, existe la posibilidad de que se genere la anisotropía de la orientación del cristal de una estructura de losa como resultado de la fundición. Además, cuando la temperatura de calentamiento de la losa es baja, una temperatura de laminación de acabado está por debajo del punto de transformación Ar₃ que es una laminación en región de dos fases de ferrita y austenita, una estructura de la lámina laminada en caliente se convierte en una estructura de grano mezclada homogénea, la estructura heterogénea no se asienta ni siquiera aunque pase a través de las etapas de laminación en frío y recocido, y la ductilidad y capacidad de flexión se deterioran. Además, la reducción de la temperatura de laminación de acabado incurre en un aumento excesivo de la carga de laminación, y existen posibilidades de que la laminación se vuelva difícil y una forma defectuosa de la lámina de acero después de que se incurre en el laminado, y por lo tanto, la temperatura de calentamiento de la losa es preferiblemente de 1200 °C o más. Por otro lado, un límite superior de la temperatura de calentamiento de la losa no se limita particularmente, aunque es necesario introducir una gran cantidad de energía para calentar la losa a más de 1300 °C, y por lo tanto, la temperatura de calentamiento de la losa preferiblemente es de 1300 °C o menos.

Se debe observar que la temperatura del punto de transformación Ar₃ se calcula mediante la siguiente expresión.

ES 2 725 803 T3

$$Ar_3 = 901 - 325 \times C + 33 \times Si - 92 \times (Mn + Ni/2 + Cr/2 + Cu/2 + Mo/2) + 52 \times Al$$

En la expresión anterior, C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo, Al representan los contenidos [% en masa] de cada elemento.

5 La losa se calienta hasta la temperatura de calentamiento de la losa, y posteriormente, la laminación en caliente se realiza para hacer la lámina de acero laminada en caliente. Cuando se realiza la laminación en caliente, la textura de la austenita se vuelve fuerte y la anisotropía de la misma también se vuelve mayor si se aplica una reducción excesiva de laminación a alta temperatura. Para evitar esto, la laminación en caliente se realiza en la condición que satisface la expresión indicada anteriormente (1) compuesta de la temperatura de la lámina de acero laminada en caliente, el espesor de la lámina, y el tiempo transcurrido entre cada pasada durante un periodo de 1100 °C hasta el terminación de la laminación en caliente.

10 La expresión indicada anteriormente (1) también es una expresión que evalúa el grado de desarrollo de la textura de la austenita, y cuando el valor de la expresión indicada anteriormente (1) está por debajo de 0,10, la textura de la austenita en la lámina de acero laminada en caliente se vuelve fuerte, y por lo tanto, el valor de la expresión indicada anteriormente (1) se establece que sea de 0,10 o más. El valor de la expresión establecida anteriormente (1) de manera preferible es de 0,20 o más, y más preferiblemente de 0,30 o más para debilitar adicionalmente la textura y distribuir al azar la orientación del cristal de la austenita.

15 Por otro lado, cuando el valor de la expresión (1) es de más de 1,00, la recristalización de la austenita se desarrolla excesivamente, la estructura se vuelve gruesa, y por lo tanto, el valor de la expresión indicada anteriormente (1) de manera preferible es de 1,00 o menos, y más preferiblemente es de 0,90 o menos.

20 Además, en la etapa de laminación en caliente, la temperatura de laminación de acabado de la laminación en caliente, concretamente, la temperatura de terminación de la laminación en caliente se establece que sea de 880 °C o más.

25 Cuando la temperatura de terminación de la laminación en caliente es menor a 800 °C, se acelera el desarrollo de la textura de austenita, la orientación del cristal se desvía fuertemente, y existe la posibilidad de que la orientación del cristal de la austenita retenida después de la laminación en frío y el recocido también se desvíe. Por consiguiente, es importante realizar la laminación a alta temperatura tanto como sea posible en la laminación en caliente a fin de no desarrollar la textura de la austenita retenida.

30 Por otro lado, no se proporciona particularmente un límite superior de la temperatura de terminación de la laminación en caliente, aunque cuando la temperatura de terminación se establece en un intervalo de temperatura excesivamente alta tal como excediendo 1000 °C, es necesario extraer la losa a una temperatura muy alta para fijar la temperatura, y por lo tanto, no es preferible en la fase de coste. Por consiguiente, la temperatura de terminación preferiblemente es de 1000 °C o menos.

(Primera etapa de enfriamiento)

35 Después de la terminación de la laminación en caliente, la lámina de acero laminada en caliente obtenida se enfría rápidamente para convertirla en una bobina que sea una bobina laminada en caliente, aunque es necesario controlar apropiadamente lo siguiente: un tiempo transcurrido hasta que el enfriamiento rápido comienza; y las condiciones del enfriamiento rápido, debido a que estas condiciones afectan a la anisotropía de la lámina de acero laminada en caliente. En la presente realización, el tiempo transcurrido después de la terminación de la laminación en caliente hasta el inicio del enfriamiento rápido se establece que sea de 1,0 segundos o más, posteriormente, se empieza el enfriamiento rápido, y el enfriamiento se detiene a 450 °C o más. Las razones de limitación para estos son como se indica a continuación.

40 Después de la laminación en caliente, la textura de la austenita en la lámina de acero laminada en caliente tiene una fuerte anisotropía resultado del procesamiento mediante la laminación. Para reducir la anisotropía, es necesario adelantar la recristalización de la austenita durante un periodo después de que la laminación en caliente se termina hasta que se inicia el posterior enfriamiento rápido. Desde este punto de vista, el tiempo transcurrido después de que se completa la laminación en caliente hasta que se inicia el enfriamiento rápido se establece que sea de 1,0 segundos o más. Para adelantar adicionalmente la recristalización de la austenita, el tiempo transcurrido preferiblemente es de 1,5 segundos o más, y más preferiblemente de 2,0 segundos o más. Un límite superior del tiempo no se proporciona de manera particular, aunque se inicie el enfriamiento rápido después de que transcurre un tiempo prolongado de más de 20 segundos, se requiere un espacio suficiente para mantener la lámina de acero después de la laminación en caliente, y son necesarias instalaciones para aumentar drásticamente el tamaño. Por lo tanto, no es preferible en la fase de coste, por lo que el tiempo preferiblemente sea de 20 segundos o menos, y más preferiblemente de 15 segundos o menos desde un punto de vista de la fase de coste.

45 Después de la laminación en caliente, la textura de la austenita en la lámina de acero laminada en caliente tiene una fuerte anisotropía resultado del procesamiento mediante la laminación. Para reducir la anisotropía, es necesario adelantar la recristalización de la austenita durante un periodo después de que la laminación en caliente se termina hasta que se inicia el posterior enfriamiento rápido. Desde este punto de vista, el tiempo transcurrido después de que se completa la laminación en caliente hasta que se inicia el enfriamiento rápido se establece que sea de 1,0 segundos o más. Para adelantar adicionalmente la recristalización de la austenita, el tiempo transcurrido preferiblemente es de 1,5 segundos o más, y más preferiblemente de 2,0 segundos o más. Un límite superior del tiempo no se proporciona de manera particular, aunque se inicie el enfriamiento rápido después de que transcurre un tiempo prolongado de más de 20 segundos, se requiere un espacio suficiente para mantener la lámina de acero después de la laminación en caliente, y son necesarias instalaciones para aumentar drásticamente el tamaño. Por lo tanto, no es preferible en la fase de coste, por lo que el tiempo preferiblemente sea de 20 segundos o menos, y más preferiblemente de 15 segundos o menos desde un punto de vista de la fase de coste.

50 Además, la tasa de enfriamiento promedio del enfriamiento rápido después de la laminación en caliente hasta que se enrolla como una bobina preferiblemente es de 10 °C/segundo o más y de 60 °C/segundo o menos. Cuando la tasa de enfriamiento promedio es de 10 °C/segundo o menos, la ferrita y la perlita forman una microestructura que se

extiende en forma de banda en una dirección de laminación, además Mn se concentra en la perlita para formar una región concentrada de Mn en forma de banda. La austenita retenida obtenida mediante la etapa de recocido se ve afectada por la región concentrada de Mn, que fácilmente permanece en una forma que se extiende en la dirección de laminación, y no es preferible debido a que existe la posibilidad de que se produce la anisotropía de la capacidad de temple por cocción. Por otro lado, cuando la tasa de enfriamiento promedio excede de 60 °C/segundo, la transformación de la austenita no avanza durante el enfriamiento, y se convierte en una estructura de transformación a baja temperatura después del enfriamiento. Esta estructura de transformación a baja temperatura refleja fuertemente la textura de la austenita, y por lo tanto, no es preferible.

Además, una temperatura de detención de enfriamiento en el enfriamiento rápido afecta a la transformación de la estructura durante una etapa de bobinado de la lámina de acero laminada en caliente en una bobina. Concretamente, en la etapa de bobinado la lámina de acero laminada en caliente como la bobina, la perlita y/o la cementita gruesa cuyo eje mayor excede de 1 µm se generan en la lámina de acero laminada en caliente, y por lo tanto, las tensiones que se introducen según laminación en frío se dispersan desigualmente. Como resultado, las austenitas que tienen diversas orientaciones de cristales se generan por una transformación inversa en la etapa de recocido, y la textura de la austenita retenida se vuelve aleatoria. Concretamente, la anisotropía de la austenita retenida se debilita, y es posible mejorar la isotropía de la martensita obtenida mediante la transformación de la austenita retenida. Desde este punto de vista, la temperatura de detención del enfriamiento rápido después de la laminación en caliente se establece que sea de 500 °C o más para generar la perlita y/o la cementita gruesa y para obtener la isotropía de la austenita retenida. La temperatura de detención del enfriamiento preferiblemente es de 530 °C o más, y más preferiblemente de 550 °C o más para reducir la anisotropía. Por otro lado, cuando la temperatura de detención de enfriamiento se establece demasiado alta, una capa de cascarilla en la capa de la superficie de la lámina de acero se vuelve excesivamente gruesa, y se daña la calidad de la superficie. Por lo tanto, es necesario establecer la temperatura de detención de enfriamiento a 650 °C o menos. Desde este punto de vista, la temperatura de detención del enfriamiento preferiblemente es de 630 °C o menos.

(Segunda etapa de enfriamiento)

A continuación, en una etapa en donde la lámina de acero rápidamente enfriada que se indica anteriormente se bobina de manera continua como la bobina, y el tiempo transcurrido desde la detención del enfriamiento rápido hasta 400 °C se establece que sea de 1,0 horas o más. Concretamente, es necesario retener la lámina de acero durante un periodo de tiempo suficiente en un intervalo de temperatura en donde la cementita se genera después de la detención del enfriamiento rápido para generar de manera suficiente la perlita y/o la cementita gruesa para reducir la anisotropía de la capacidad de temple por cocción durante este tiempo transcurrido. Por lo tanto, el enfriamiento lento se realiza de manera que el tiempo transcurrido desde la detención del enfriamiento rápido hasta 400 °C se vuelve de una hora o más.

El tiempo transcurrido preferiblemente es de 2,0 horas o más, y más preferiblemente de 3,0 horas o más. Un límite superior del tiempo transcurrido no se proporciona de manera particular, aunque se requiere una instalación especial para mantener la lámina de acero durante más de 24,0 horas, y no es preferible en la fase de coste, por lo que el límite superior preferiblemente es de 24,0 horas o menos.

Se debe observar que una etapa que retiene la lámina de acero laminada en caliente durante este tiempo transcurrido normalmente se solapa con la etapa de bobinado, aunque no hace falta decir que el periodo transcurrido puede incluir hasta un periodo de retención de bobina después del bobinado. Además, el enfriamiento lento en la segunda etapa de enfriamiento es una parte de un periodo dentro del tiempo transcurrido, y ni que decir que se incluye un caso en donde la lámina de acero se mantiene a una temperatura constante.

(Etapa de laminación en frío)

Posteriormente, la laminación en frío se realiza en la lámina de acero bobinada como la bobina laminada en caliente que se indica anteriormente.

La laminación en frío se realiza de modo tal que una relación de reducción total sea del 30 % o más y del 75 % o menos. La laminación en frío preferiblemente se realiza mediante pasadas plurales, y el número de pasadas de la laminación y asignación de la relación de reducción de cada pasada no son el objetivo. Cuando la relación de reducción total de la laminación en frío está por debajo de 30 %, no se acumula suficiente tensión en la lámina de acero, y en la posterior etapa de recocido, la orientación del cristal de la austenita generada por la transformación inversa no se vuelve lo suficientemente aleatoria para generar la anisotropía, y se genera la anisotropía de la capacidad de temple por cocción. Para acumular suficiente tensión, la relación de la reducción total de la laminación en frío es preferiblemente del 33 % o más, y más preferiblemente del 36 % o más. Por otro lado, cuando la relación de reducción total excede del 75 %, la lámina de acero está en alto riesgo de fracturarse durante la laminación en frío, y por lo tanto, la relación de reducción total se establece que sea del 75 % o menos. Desde este punto de vista, la relación de reducción total es preferiblemente del 70 % o menos, y más preferiblemente del 65 % o menos.

(Etapa de recocido continuo)

A continuación, se realiza el procedimiento de recocido para la lámina de acero laminada en frío obtenida como se

indica anteriormente. Es deseable incorporar el procedimiento de galvanizado por inmersión en baño caliente (además del tratamiento de aleación de la capa de revestimiento según las circunstancias) en la superficie de la lámina de acero en el procedimiento de enfriamiento después de alcanzar la máxima temperatura de calentamiento durante la etapa de recocido. Particularmente, como una instalación para realizar la etapa de recocido, es preferible utilizar una línea de revestimiento por recocido continuo que tenga una zona de precalentamiento, una zona de reducción, y una zona de revestimiento. Se debe observar que una atmósfera de la zona de precalentamiento puede ser cualquiera de una atmósfera de oxidación, una atmósfera de no oxidación y una atmósfera de reducción directa.

En lo sucesivo en el presente documento, la etapa se describe como un procedimiento continuo en donde una etapa en relación con el revestimiento se incorpora en la etapa de enfriamiento después del recocido utilizando la línea de revestimiento por recocido continuo como se establece anteriormente.

En la etapa de recocido, es preferible aumentar la temperatura de modo tal que una tasa de calentamiento promedio dentro de un intervalo de 600 a 750 °C sea de 20 °C/s o menos, el calentamiento se realiza de modo tal que la temperatura de calentamiento máxima sea de $(Ac_3 - 50)^\circ\text{C}$ o más, y el enfriamiento se realiza de modo tal que la tasa de enfriamiento promedio dentro de un intervalo de 740 a 500 °C sea de 1,0 °C segundos o más.

Aquí, en la línea de revestimiento por recocido continuo, la etapa de calentamiento que incluye el aumento de temperatura a 20 °C/s o menos dentro del intervalo de 600 a 750 °C se realiza en la zona de precalentamiento, posteriormente se alcanza la temperatura de calentamiento máxima del recocido en la zona de reducción, y además, el enfriamiento dentro del intervalo de 740 a 500 °C se realiza a 1,0 °C/s o más durante el procedimiento de enfriamiento hasta alcanzar la zona de revestimiento.

Estas condiciones de recocido se describen más adelante.

La tasa de calentamiento en la etapa de recocido afecta al comportamiento de recristalización en la lámina de acero. En particular, la tasa de calentamiento de 600 a 750 °C afecta enormemente a la isotropía de la estructura. Por consiguiente, dentro de este intervalo de temperatura, es preferible establecer que la tasa de calentamiento promedio particularmente de 600 a 750 °C sea de 20 °C/segundo o menos debido a que la recristalización avanza lo suficiente para hacer la estructura antes de la transformación inversa sea uniforme e isotrópica, y por lo tanto, la austenita generada a partir de lo mismo mediante la transformación inversa tiene un patrón fino e isotrópico.

Aquí, el procedimiento de calentamiento en la etapa de recocido se realiza en la zona de precalentamiento en la línea de revestimiento por recocido continuo, aunque es deseable que al menos una parte de la zona de precalentamiento sea una zona de procedimiento de oxidación en la atmósfera de oxidación, y un procedimiento de oxidación para formar la película de revestimiento de óxido de Fe que tiene un espesor apropiado en la capa superficial de la lámina de acero se realiza en la zona del procedimiento de oxidación. Concretamente, es deseable formar la película de revestimiento de óxido de Fe que tiene el espesor apropiado en la zona del procedimiento de oxidación que es al menos una parte de la zona de precalentamiento como un preprocedimiento de una etapa que forma una capa descarburada en la lámina de acero mediante el calentamiento en la posterior zona de reducción. En este caso, es deseable que la temperatura de la lámina de acero cuando la misma pasa a través de la zona del procedimiento de oxidación se establezca de 400 a 800 °C, y una relación de aire que es una relación entre «un volumen de aire contenido en gas mixto en un volumen unitario» y «un volumen de aire teóricamente requerido para permitir la combustión completa del gas combustible contenido en el gas mixto en un volumen unitario» se establece de 0,7 a 1,2 en el gas mixto de aire y el gas combustible utilizado para un quemador de precalentamiento cuando se realiza el calentamiento en la zona del procedimiento de oxidación en la zona de precalentamiento para formar de este modo la película de revestimiento del óxido de Fe de 0,01 a 20 μm en la capa superficial de la lámina de acero.

Cuando la relación de aire excede 1,2, la película del revestimiento de óxido crece excesivamente, y existen posibilidades de que la capa descarburada formada en la porción de la capa superficial de la lámina de acero crezca excesivamente en la posterior zona de reducción, y de que la película de revestimiento de óxido no se pueda reducir por completo en la zona de reducción, la película de revestimiento de óxido permanece en la capa superficial de la lámina de acero, y se reduce la capacidad de revestimiento. Por otro lado, cuando la relación de aire es menor a 0,7, la película del revestimiento de óxido no se genera por completo. Además, la película de revestimiento del óxido generada en la zona del procedimiento de oxidación en la zona de precalentamiento funciona como una fuente de suministro de oxígeno del óxido que contiene Si y/o Mn en la capa descarburada formada en la posterior zona de reducción, aunque si la película de revestimiento de óxido no se genera por completo, existe una posibilidad de que no se pueda obtener la capa descarburada donde la alta densidad y los óxidos finos se dispersan como se describe anteriormente.

Además, cuando la temperatura de la lámina de acero que pasa a través de la zona del procedimiento de oxidación en la zona de precalentamiento es menor a 400 °C, es imposible formar suficiente película de revestimiento de óxido, por otro lado, la película de revestimiento de óxido crece excesivamente a una alta temperatura de más de 800 °C, y por lo tanto, se vuelve difícil establecer el espesor de la capa descarburada dentro de un intervalo predeterminado.

Cuando la temperatura de calentamiento máxima en la etapa de recocido es baja, la transformación inversa en la

austenita no se desarrolla lo suficiente, y una fracción de la ferrita se vuelve excesivamente grande. Además, la temperatura de calentamiento máxima se establece en $(AC_3 - 50)^\circ\text{C}$ o más para garantizar suficiente fracción estructural dura, y es preferible $(AC_3 - 35)^\circ\text{C}$ o más. Un límite superior de la temperatura de calentamiento máxima no se proporciona particularmente, aunque cuando se calienta a más de 1000°C , la calidad de la superficie de la lámina de acero se daña drásticamente, la humectabilidad del revestimiento se deteriora, y por lo tanto, la temperatura de calentamiento máxima preferiblemente es de 1000°C o menos, y más preferiblemente de 950°C o menos.

Además, es deseable alcanzar la temperatura de calentamiento máxima en la etapa de recocido en la zona de reducción en la línea de revestimiento por recocido continuo. En la zona de reducción, es posible formar la capa descarburada reduciendo la película de revestimiento de óxido de Fe generada en la zona del procedimiento de oxidación en la zona de precalentamiento, y dispersar los óxidos que contienen moderadamente Si y/o Mn en la zona de reducción que es deseable que sea una atmósfera en donde la relación $(P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2))$ entre una presión parcial de vapor de agua $P(\text{H}_2\text{O})$ y una presión parcial de hidrógeno $P(\text{H}_2)$ esté dentro de un intervalo de 0,0001 a 2,00. Cuando $(P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2))$ es menor de 0,0001, los óxidos que contienen Si y/o Mn se forman solamente en una capa superficial más alta, y se vuelve difícil dispersar moderadamente los óxidos que contienen Si y/o Mn dentro de la capa descarburada. Por otro lado, cuando $(P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2))$ excede de 2,00, la descarburaación se desarrolla excesivamente, y existe una posibilidad en donde el espesor de la capa descarburada no se pueda controlar en un intervalo predeterminado. Se debe observar que $(P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2))$ preferiblemente está dentro de un intervalo de 0,001 a 1,50, y más preferiblemente dentro de un intervalo de 0,002 a 1,20.,.,

En el procedimiento de enfriamiento de la temperatura de calentamiento máxima en la etapa de recocido, el enfriamiento se realiza de tal modo que la tasa de enfriamiento promedio dentro de un intervalo de 740°C a 500°C en el procedimiento de enfriamiento sea de $1,0^\circ\text{C/segundo}$ o más para suprimir la transformación de la ferrita, y para hacer la temperatura de transformación tan baja como sea posible para volver fino un diámetro del grado de cristal eficaz. Concretamente, de 740°C a 500°C es un intervalo de temperatura donde la ferrita se genera, y es posible suprimir la transformación de la ferrita estableciendo la tasa de enfriamiento promedio dentro del intervalo de temperatura a $1,0^\circ\text{C/segundo}$ o más. Desde este punto de vista, la tasa de enfriamiento promedio en el procedimiento de enfriamiento de la temperatura de calentamiento máxima preferiblemente es de $2,5^\circ\text{C/segundo}$ o más, y mucho más preferiblemente de $4,0^\circ\text{C/segundo}$ o más. Particularmente no se proporciona un límite superior de la tasa de enfriamiento, aunque se requieren una instalación para enfriamiento especial y un refrigerante que interfieren con la etapa de revestimiento para obtener una tasa de enfriamiento promedio excesivamente grande, y por lo tanto, no es preferible. Desde este punto de vista, la tasa de enfriamiento promedio es preferiblemente de $150^\circ\text{C/segundo}$ o menos, y más preferiblemente de $100^\circ\text{C/segundo}$ o menos.

(Etapa de revestimiento)

Posteriormente, la lámina de acero se sumerge en el baño de galvanización por inmersión en baño caliente en la zona de revestimiento para realizar la galvanización por inmersión en baño caliente. Como una composición del baño de revestimiento es preferible que el cinc sea un constituyente principal, una cantidad de Al eficaz que es un valor en donde se resta una cantidad de Fe total de una cantidad de Al total en el baño está dentro de un intervalo del 0,01 al 0,18 % en peso. Particularmente, cuando se realiza un tratamiento de aleación después del revestimiento, la cantidad de Al efectiva en el baño preferiblemente está dentro de un intervalo del 0,07 al 0,12 % en peso para controlar el desarrollo de la aleación de la capa de revestimiento.

Por otro lado, cuando la capa de revestimiento no se alea, no hay problema si la cantidad de Al eficaz en el baño está dentro de un intervalo del 0,18 al 0,30 % en peso. Cuando la cantidad de Al es grande, se genera una aleación de Al primero entre un hierro base/capa de revestimiento antes de la aleación, y funciona como una barrera, por lo tanto no se desarrolla la aleación. Por consiguiente, la cantidad de Al no se suprime cuando se realiza la aleación. Por otro lado, cuando la cantidad de Al se suprime demasiado, la aleación se desarrolla excesivamente, y desde este punto de vista, es necesario añadir Al, de modo que la cantidad de Al se determine mediante una relación de equilibrio mutuo. Por otro lado, cuando no se realiza la aleación, no hay gran problema si se genera la capa de barrera, y por lo tanto, no hay problema práctico si la cantidad de Al es mayor.

Además, el efecto de la presente invención no se daña si un tipo o dos tipos o más de entre Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs, Sr, REM se mezcla(n) en el baño de galvanización, y hay un caso en donde es preferible que tal resistencia a la corrosión y maleabilidad se mejoren dependiendo de la cantidad de los mismos.

Una temperatura del baño de revestimiento preferiblemente es de 450°C a 470°C . Cuando la temperatura del baño de revestimiento es menor a 450°C , la viscosidad del baño de revestimiento se aumenta excesivamente, entonces se vuelve difícil controlar un espesor de la capa de revestimiento, y se daña una apariencia externa de la lámina de acero. Por otro lado, cuando la temperatura del baño de revestimiento excede de 470°C , se genera mucho humo, y se vuelve difícil realizar de manera segura la fabricación. Por lo tanto, la temperatura del baño de revestimiento es preferiblemente de 470°C o menos.

Además, cuando la temperatura de la lámina de acero en el momento en donde la lámina de acero entra en el baño

de revestimiento está por debajo de 430 °C, no es prácticamente apropiado debido a que es necesario dar al baño de revestimiento bastante cantidad de calor para estabilizar la temperatura del baño de revestimiento a 450 °C o más. Por otro lado, cuando la temperatura de la lámina de acero en el momento en donde la lámina de acero entra en el baño de revestimiento está por encima de 490 °C, es necesaria la posibilidad para remover el exceso de calor del baño de revestimiento para estabilizar la temperatura del baño de revestimiento a 470 °C o menos, y no es apropiado desde un punto de vista del coste de fabricación. Por consiguiente, la temperatura de entrada de la lámina de acero en el baño de revestimiento preferiblemente es de 430 °C a 490 °C para estabilizar la temperatura del baño del baño de revestimiento.

Además, para adelantar la transformación de la bainita y garantizar suficiente austenita retenida, la lámina de acero se mantiene de 20 segundos a 1000 segundos incluyendo el tiempo para sumergirse en el baño de revestimiento en la temperatura dentro de un intervalo de 300 a 470 °C antes o después de la inmersión en el baño de revestimiento, y por lo tanto, es posible controlar la fracción de volumen de la austenita retenida. En este caso, cuando el tiempo de retención es menor de 20 segundos, la transformación de la bainita no se desarrolla lo suficiente, y la concentración del carbono en la austenita retenida se vuelve insuficiente. El tiempo de retención es preferiblemente de 35 segundos o más, y más preferiblemente de 50 segundos o más para aumentar adicionalmente la capacidad de temple por cocción. Por otro lado, cuando el tiempo de retención excede de 1000 segundos, no se pueden obtener propiedades predeterminadas debido a que el carbono se concentra excesivamente en la austenita retenida, o comienza la generación de la cementita. El tiempo de retención preferiblemente es de 600 segundos o menos, y más preferiblemente 450 segundo o menos para limitar la concentración del carbono en la austenita retenida y para obtener la capacidad de temple por cocción.

Además, cuando el tratamiento de aleación se realiza después del revestimiento, el procedimiento de transformación de la bainita puede realizarse ya sea antes o después del tratamiento de aleación.

Después de la inmersión en el baño de revestimiento, puede realizarse el tratamiento de aleación de la capa de revestimiento. Una temperatura de tratamiento de aleación preferiblemente es de 470 °C o más debido a que, cuando es menor de 470 °C, la aleación no se desarrolla lo suficiente. Además, cuando la temperatura del tratamiento de aleación excede de 620 °C, se genera cementita gruesa para reducir drásticamente la resistencia, y por lo tanto, preferiblemente es de 620 °C o menos. La temperatura del tratamiento de aleación es preferiblemente de 480 a 600 °C, y más preferiblemente de 490 a 580 °C.

Un tiempo de tratamiento de aleación preferiblemente es de dos segundos o más, y más preferiblemente de cinco segundos o más para desarrollar de manera suficiente la aleación. Por otro lado, cuando el tiempo de tratamiento de aleación excede 200 segundos, la capa de revestimiento se alea excesivamente, y existe la posibilidad en donde las propiedades se deterioran, y por lo tanto, el tiempo de tratamiento de aleación preferiblemente es de 200 segundos o menos, y más preferiblemente de 100 segundos o menos.

Se debe observar que el tratamiento de aleación se realiza preferiblemente justo después de la inmersión en el baño de revestimiento, aunque la temperatura de la lámina de acero puede reducirse una vez a 150 °C o menos después de la inmersión, y posteriormente, se recalienta a la temperatura del tratamiento de aleación.

En el procedimiento de enfriamiento después del galvanizado por inmersión en baño caliente (después del tratamiento de aleación cuando el tratamiento de aleación se realiza justo después de la galvanización por inmersión en baño caliente), cuando la tasa de enfriamiento promedio para enfriar a un intervalo de temperatura de 150 °C o menos está por debajo de 0,5 °C/segundo, se genera la cementita gruesa, y existe la posibilidad de que la resistencia y/o la ductilidad se deterioren, y por lo tanto, la tasa de enfriamiento promedio preferiblemente es de 0,5 °C/segundo o más, y más preferiblemente de 1,0 °C/segundo o más.

Además, puede realizarse un procedimiento de recalentamiento con el objetivo de templar la martensita durante el enfriamiento o después del enfriamiento después de la galvanización por inmersión en baño caliente (después del tratamiento de aleación cuando se realiza el tratamiento de aleación justo después de la galvanización por inmersión en baño caliente). La temperatura de calentamiento cuando se realiza el recalentamiento es preferiblemente de 200 °C o más debido a que la temperatura no se desarrolla lo suficiente si es menor a 200 °C. Además, cuando la temperatura de calentamiento excede de 620 °C, la resistencia se deteriora extremadamente, y por lo tanto, es preferiblemente de 620 °C o menos, y más preferiblemente de 550 °C o menos.

Además, es preferible realizar una laminación templada en donde se realiza una laminación en estado frío a la lámina de acero enfriada a una temperatura ambiente después de la etapa de revestimiento para aumentar una densidad de dislocación promedio. También en esta laminación templada, la relación de reducción es preferiblemente del 5,00 % o menos. Se debe observar que un límite inferior de la relación de reducción no se define de manera particular, pero es preferiblemente del 0,05 % o más, y más preferiblemente del 0,10 % o más.

En este caso, un grado de la relación de reducción de la laminación templada en donde no se genera prácticamente una martensita inducida por tensión y la transición se genera en la ferrita es preferiblemente del 1 % o menos, y más preferiblemente del 0,50 %. Es posible introducir la tensión de aproximadamente $1,0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ en un área completa de la lámina de acero sin generar la transformación inducida por la tensión de la mayor parte de la austenita retenida

mediante esta laminación templada.

Además, una película de revestimiento compuesta por un óxido compuesto que contiene óxido de fósforo y/o fósforo puede formarse realizando un procedimiento de conformación de la película de revestimiento a base de ácido fosfórico para la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente obtenida mediante el procedimiento indicado anteriormente. La película de revestimiento compuesta por el óxido compuesto que contiene óxido de fósforo y/o fósforo puede hacer la función como lubricante cuando se procesa la lámina de acero, y es posible proteger la capa de revestimiento formada en la superficie de la lámina de acero base.

En lo sucesivo en el presente documento, la presente invención se describe concretamente mediante ejemplos. Adicionalmente, se considera que los siguientes ejemplos ilustran los efectos concretos de la presente invención, y ni que decir tiene que las condiciones descritas en los ejemplos no se limitan al alcance técnico de la presente invención.

Ejemplos

En lo sucesivo en el presente documento, los efectos de la presente invención se describen mediante ejemplos, aunque la presente invención no se limita a las condiciones utilizadas en los siguientes ejemplos.

Las losas que tienen los componentes químicos (composición) de A a AG ilustrados en las Tablas 1 a 3 se funden, se laminan en caliente con las condiciones (la temperatura de calentamiento de la losa, la expresión indicada anteriormente (1), la temperatura de terminación de la laminación en caliente) de la etapa de laminación en caliente ilustrada en las Tablas 4 a 7 inmediatamente después del fundido, se enfrían mientras se utilizan las condiciones (el tiempo transcurrido hasta el inicio del enfriamiento rápido, la tasa de enfriamiento promedio del enfriamiento rápido, la temperatura de detención del enfriamiento rápido) del enfriamiento rápido (primer etapa de enfriamiento) después de la terminación de la laminación en caliente hasta el momento en donde la lámina de acero se enrolla como una bobina como las condiciones ilustradas en las Tablas 4 a 7, y posteriormente, en la etapa del posterior bobinado como una bobina, el procedimiento se realiza mientras se establece el tiempo transcurrido requerido para el enfriamiento (segundo enfriamiento) desde la detención del enfriamiento rápido hasta 400 °C en las condiciones ilustradas en las Tablas 4 a 7. Después de que la lámina de acero se enrolla como una bobina, la etapa de laminación en frío se realiza con cada una de las relaciones de reducción ilustradas en las Tablas 4 a 7.

[TABLA 1]

COMPONENTE QUÍMICO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
	MASA (%)								
A	0,165	1,06	2,30	0,0051	0,0020	0,042	0,0018	0,0016	EJEMPLO
B	0,096	1,39	2,52	0,0110	0,0010	0,035	0,0021	0,0016	EJEMPLO
C	0,233	0,72	1,70	0,0137	0,0031	0,062	0,0031	0,0009	EJEMPLO
D	0,171	0,58	2,08	0,0131	0,0005	0,204	0,0047	0,0012	EJEMPLO
E	0,287	0,23	2,52	0,0157	0,0045	0,949	0,0014	0,0005	EJEMPLO
F	0,228	1,23	1,51	0,0143	0,0062	0,065	0,0023	0,0020	EJEMPLO
G	0,218	1,01	2,73	0,0077	0,0030	0,054	0,0009	0,0014	EJEMPLO
H	0,123	1,95	1,26	0,0096	0,0050	0,072	0,0043	0,0024	EJEMPLO
I	0,166	0,36	2,88	0,0137	0,0011	0,960	0,0047	0,0002	EJEMPLO
J	0,236	0,89	2,12	0,0139	0,0038	0,037	0,0046	0,0017	EJEMPLO
K	0,183	0,84	1,60	0,0051	0,0025	0,060	0,0018	0,0015	EJEMPLO
L	0,330	0,56	2,20	0,0109	0,0034	0,692	0,0027	0,0025	EJEMPLO
M	0,187	1,39	0,92	0,0094	0,0027	0,073	0,0016	0,0014	EJEMPLO
N	0,087	1,78	2,21	0,0060	0,0042	0,056	0,0026	0,0017	EJEMPLO
O	0,224	1,21	2,66	0,0032	0,0050	0,063	0,0036	0,0008	EJEMPLO
P	0,165	0,82	1,94	0,0083	0,0020	0,051	0,0023	0,0017	EJEMPLO
Q	0,244	0,08	2,44	0,0190	0,0026	1,261	0,0039	0,0018	EJEMPLO
R	0,170	1,51	1,12	0,0140	0,0019	0,067	0,0038	0,0011	EJEMPLO
S	0,126	0,80	2,97	0,0075	0,0047	0,061	0,0018	0,0006	EJEMPLO
T	0,185	0,48	2,51	0,0132	0,0009	0,325	0,0049	0,0013	EJEMPLO

ES 2 725 803 T3

COMPONENTE QUIMICO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
	MASA (%)	MASA (%)	MASA (%)	MASA (%)	MASA (%)	MASA (%)	MASA (%)	MASA (%)	
U	0,195	1,17	1,99	0,0063	0,0051	0,029	0,0027	0,0012	EJEMPLO
V	0,207	0,96	1,66	0,0149	0,0020	0,040	0,0046	0,0021	EJEMPLO
W	0,153	0,19	2,15	0,0086	0,0012	0,749	0,0016	0,0024	EJEMPLO
X	0,163	0,83	1,44	0,0100	0,0057	0,461	0,0021	0,0024	EJEMPLO
Y	0,104	1,73	1,90	0,0098	0,0034	0,017	0,0059	0,0018	EJEMPLO
Z	0,274	0,67	2,35	0,0147	0,0026	0,123	0,0053	0,0018	EJEMPLO
AA	0,121	0,94	3,04	0,0074	0,0015	0,046	0,0030	0,0013	EJEMPLO
AB	0,153	1,14	1,70	0,0051	0,0043	0,054	0,0038	0,0017	EJEMPLO
AC	0,252	0,72	2,85	0,0140	0,0044	0,069	0,0027	0,0009	EJEMPLO
AD	0,197	1,37	1,87	0,0094	0,0014	0,052	0,0039	0,0013	EJEMPLO
AE	<u>0,069</u>	1,23	2,30	0,0116	0,0048	0,028	0,0026	0,0014	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
AF	<u>0,421</u>	1,17	2,31	0,0050	0,4600	0,038	0,0030	0,0022	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
AG	0,149	1,16	<u>0,37</u>	0,0090	0,0053	0,028	0,0030	0,0011	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
AH	0,164	<u>2,79</u>	2,31	0,015	0,0024	0,111	0,0032	0,0009	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
AI	0,167	0,00	2,35	0,014	0,0015	0,013	0,0026	0,0017	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
AJ	0,154	0,94	<u>4,27</u>	0,012	0,0025	0,087	0,0039	0,0016	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
AK	0,152	0,84	2,34	0,016	0,0009	<u>2,43</u>	0,0048	0,0013	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[TABLA 2]

COMPONENTE QUIMICO	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	
	MASA (%)								
A									EJEMPLO
B									EJEMPLO
C									EJEMPLO
D									EJEMPLO
E									EJEMPLO
F				0,17					EJEMPLO
G		0,029							EJEMPLO
H				1,04					EJEMPLO
I					0,79				EJEMPLO
J			0,109						EJEMPLO
K								0,0015	EJEMPLO
L						0,14			EJEMPLO
M				0,81			0,05		EJEMPLO
N									EJEMPLO

ES 2 725 803 T3

COMPONENTE QUÍMICO	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	
	MASA (%)								
O									EJEMPLO
P									EJEMPLO
Q							0,09	0,0009	EJEMPLO
R	0,003	0,016						0,0030	EJEMPLO
S	0,030								EJEMPLO
T					0,49	0,21			EJEMPLO
U									EJEMPLO
V	0,051							0,0042	EJEMPLO
W									EJEMPLO
X					1,04	0,47			EJEMPLO
Y									EJEMPLO
Z							0,23		EJEMPLO
AA									EJEMPLO
AB									EJEMPLO
AC	0,079	0,007							EJEMPLO
AD									EJEMPLO
AE									EJEMPLO COMPARATIVO
AF									EJEMPLO COMPARATIVO
AG									EJEMPLO COMPARATIVO
AH									EJEMPLO COMPARATIVO
AI									EJEMPLO COMPARATIVO
AJ									EJEMPLO COMPARATIVO
AK									EJEMPLO COMPARATIVO

[TABLA 3]

COMPONENTE QUÍMICO	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM	
	MASA (%)							
A								EJEMPLO
B								EJEMPLO
C								EJEMPLO
D								EJEMPLO
E								EJEMPLO
F		0,0028						EJEMPLO
G								EJEMPLO
H								EJEMPLO
I								EJEMPLO
J								EJEMPLO

ES 2 725 803 T3

COMPONENTE QUÍMICO	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM	
	MASA (%)							
K								EJEMPLO
L								EJEMPLO
M								EJEMPLO
N		0,0006	0,0010					EJEMPLO
O	0,41							EJEMPLO
P			0,0035					EJEMPLO
Q								EJEMPLO
R			0,0017					EJEMPLO
S								EJEMPLO
T								EJEMPLO
U				0,0015				EJEMPLO
V								EJEMPLO
W						0,0028		EJEMPLO
X								EJEMPLO
Y							0,0036	EJEMPLO
Z								EJEMPLO
AA					0,0028			EJEMPLO
AB		0,0049						EJEMPLO
AC								EJEMPLO
AD								EJEMPLO
AE								EJEMPLO COMPARATIVO
AF								EJEMPLO COMPARATIVO
AG								EJEMPLO COMPARATIVO
AH								EJEMPLO COMPARATIVO
AI								EJEMPLO COMPARATIVO
AJ								EJEMPLO COMPARATIVO
AK								EJEMPLO COMPARATIVO

[TABLA 4]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	LAMINACIÓN EN CALIENTE			PRIMER ENFRIAMIENTO			SEGUNDO ENFRIAMIENTO	ETAPA DE LAMINACIÓN EN FRÍO	NOTA
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LOSA °C	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE TERMINACIÓN DE LAMINACIÓN °C	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA 400 °C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
					SEGUNDOS	°C/SEGUNDO	°C	TIEMPO	%	
1	A	1215	0,40	966	3,8	30,0	571	3,3	40	EJEMPLO
2	A	1240	0,57	952	3,2	34,8	605	3,9	56	EJEMPLO
3	A	1230	0,88	884	4,1	25,5	573	2,1	42	EJEMPLO
4	A	1260	0,43	929	4,0	26,7	584	5,2	53	EJEMPLO
5	B	1240	0,46	890	4,0	26,5	582	2,4	60	EJEMPLO
6	B	1205	0,18	978	1,8	37,7	575	3,0	65	EJEMPLO
7	B	1265	0,61	953	2,4	51,4	553	3,8	50	EJEMPLO
8	B	1245	0,69	887	3,2	27,5	602	3,3	65	EJEMPLO
9	C	1280	0,51	909	1,4	25,9	611	3,8	50	EJEMPLO
10	C	1200	0,58	948	1,5	35,1	616	2,7	59	EJEMPLO
11	C	1215	0,79	934	3,5	37,8	566	3,4	63	EJEMPLO
12	C	1220	0,31	950	2,7	45,2	597	5,2	71	EJEMPLO
13	D	1270	0,65	949	2,9	29,0	565	2,7	59	EJEMPLO
14	D	1215	0,40	915	1,6	31,0	634	4,6	50	EJEMPLO
15	D	1210	0,84	899	8,5	28,2	582	2,9	58	EJEMPLO
16	D	1030	0,02	750	2,4	12,5	577	2,5	58	EJEMPLO COMPARATIVO
17	E	1255	0,72	952	2,3	31,5	547	4,0	45	EJEMPLO
18	E	1210	0,45	945	4,4	27,4	568	2,0	72	EJEMPLO
19	E	1245	0,62	915	3,4	24,6	604	2,9	40	EJEMPLO
20	E	1210	0,07	957	2,7	28,6	578	2,2	63	EJEMPLO COMPARATIVO
21	F	1260	0,31	920	2,7	26,6	599	3,4	58	EJEMPLO
22	F	1260	0,62	988	3,9	47,5	595	2,6	35	EJEMPLO
23	F	1245	0,69	912	2,4	26,5	602	4,1	34	EJEMPLO
24	F	1265	0,02	927	3,6	46,8	560	2,4	48	EJEMPLO COMPARATIVO
25	G	1235	0,25	934	2,3	31,8	602	3,9	50	EJEMPLO
26	G	1205	0,40	913	3,5	46,0	524	2,5	48	EJEMPLO
27	G	1240	0,60	941	3,2	29,6	587	3,3	64	EJEMPLO
28	G	1260	0,18	840	2,2	44,6	551	3,6	66	EJEMPLO COMPARATIVO
29	H	1275	0,54	882	2,9	41,3	569	2,7	56	EJEMPLO
30	H	1205	0,23	917	4,7	35,8	614	3,7	56	EJEMPLO

[TABLA 5]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	LAMINACIÓN EN CALIENTE			PRIMER ENFRIAMIENTO			SEGUNDO ENFRIAMIENTO	ETAPA DE LAMINACIÓN EN FRÍO	NOTA
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LOSA	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE TERMINACIÓN DE LAMINACIÓN	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA 400 °C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
31	H	1220	0,19	935	4,7	16,1	611	3,8	53	EJEMPLO
32	H	1230	0,37	949	0,2	26,1	615	4,7	80	EJEMPLO COMPARATIVO
33	I	1205	0,91	933	3,9	41,8	566	3,4	38	EJEMPLO
34	I	1225	0,67	913	7,4	31,7	574	2,5	53	EJEMPLO
35	I	1230	0,41	884	3,7	21,0	609	3,3	64	EJEMPLO
36	I	1250	0,21	901	2,5	33,9	428	5,0	30	EJEMPLO COMPARATIVO
37	J	1240	0,52	920	1,1	30,5	549	5,0	50	EJEMPLO
38	J	1275	0,83	946	2,8	33,9	582	2,3	38	EJEMPLO
39	J	1235	0,27	886	3,2	21,6	588	1,6	66	EJEMPLO
40	J	1235	0,54	956	1,2	44,1	543	0,3	60	EJEMPLO COMPARATIVO
41	K	1200	0,25	895	3,0	29,8	561	2,3	45	EJEMPLO
42	K	1240	0,62	953	3,3	35,8	589	3,5	59	EJEMPLO
43	K	1200	0,31	953	3,1	44,0	583	2,8	43	EJEMPLO
44	K	1210	0,54	916	3,1	26,0	613	3,8	15	EJEMPLO COMPARATIVO
45	L	1200	0,58	955	4,2	41,9	621	1,8	41	EJEMPLO
46	L	1225	0,60	940	3,7	28,9	584	2,9	55	EJEMPLO
47	L	1260	0,51	964	3,1	30,8	590	3,9	47	EJEMPLO
48	L	1205	0,20	956	3,3	43,4	577	2,2	88	EJEMPLO COMPARATIVO
49	M	1200	0,67	907	3,7	31,7	567	3,8	44	EJEMPLO
50	M	1260	0,38	913	4,4	28,8	587	1,6	40	EJEMPLO
51	M	1240	0,60	930	4,8	35,7	613	2,5	58	EJEMPLO
52	M	1260	0,34	937	3,2	37,3	608	2,8	63	EJEMPLO COMPARATIVO
53	N	1260	0,52	960	4,9	41,6	599	4,4	35	EJEMPLO
54	N	1270	0,53	951	1,4	49,2	596	4,0	46	EJEMPLO
55	N	1270	0,22	973	2,2	29,8	605	5,4	48	EJEMPLO
56	N	1250	0,40	932	4,1	35,8	623	2,8	42	EJEMPLO COMPARATIVO
57	O	1200	0,69	940	2,6	41,7	585	2,0	65	EJEMPLO
58	O	1205	0,46	982	3,4	37,8	599	2,7	64	EJEMPLO
59	O	1245	0,30	913	3,1	28,5	587	3,5	67	EJEMPLO
60	O	1205	0,44	966	1,7	36,7	582	2,2	71	EJEMPLO COMPARATIVO

[TABLA 6]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	LAMINACIÓN EN CALIENTE			PRIMER ENFRIAMIENTO			SEGUNDO ENFRIAMIENTO	ETAPA DE LAMINACIÓN EN FRÍO	NOTA
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LOSA °C	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE TERMINACIÓN DE LAMINACIÓN °C	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA 400 °C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
					SEGUNDO	°C/SEGUNDO	°C		TIEMPO	
61	P	1275	0,26	939	3,6	41,6	565	4,9	38	EJEMPLO
62	P	1200	0,16	950	3,6	26,2	640	7,9	43	EJEMPLO
63	P	1266	0,54	933	3,9	30,1	600	6,2	44	EJEMPLO
64	P	1260	1,55	923	2,9	24,9	608	3,1	53	EJEMPLO COMPARATIVO
65	Q	1215	0,41	941	2,0	33,9	598	5,4	37	EJEMPLO
66	Q	1265	0,81	901	9,2	13,5	638	6,6	53	EJEMPLO
67	Q	1230	0,21	965	4,7	44,6	562	3,4	46	EJEMPLO
68	Q	1205	2,03	922	2,5	37,7	597	4,5	44	EJEMPLO COMPARATIVO
69	R	1240	0,40	942	2,6	40,3	535	1,7	46	EJEMPLO
70	R	1255	0,72	302	3,3	21,4	600	4,0	53	EJEMPLO
71	R	1210	0,50	915	2,2	31,5	585	4,0	64	EJEMPLO
72	R	1280	0,65	910	3,3	32,6	555	3,6	45	EJEMPLO
73	S	1270	0,55	928	2,4	29,7	560	1,7	50	EJEMPLO
74	S	1215	0,27	887	4,0	30,2	568	3,2	50	EJEMPLO
75	S	1220	0,76	958	3,4	52,5	562	3,0	50	EJEMPLO
76	S	1255	0,65	961	2,2	34,1	608	4,4	62	EJEMPLO
77	T	1275	0,48	920	2,2	52,5	514	1,5	40	EJEMPLO
78	T	1240	0,14	926	2,6	36,8	597	3,2	50	EJEMPLO
79	T	1245	0,49	952	2,9	44,1	585	2,9	61	EJEMPLO
80	T	1235	0,32	916	3,1	31,1	566	3,9	50	EJEMPLO
81	U	1265	0,48	917	4,5	38,2	609	3,5	63	EJEMPLO
82	U	1250	0,22	894	4,6	22,9	598	6,0	41	EJEMPLO
83	U	1255	0,25	917	4,3	39,3	579	2,4	56	EJEMPLO
84	U	1275	0,52	906	3,5	25,4	566	3,6	53	EJEMPLO
85	V	1280	0,79	936	4,7	42,2	558	2,8	71	EJEMPLO
86	V	1255	0,48	963	2,0	46,6	586	3,0	53	EJEMPLO
87	V	1215	0,43	893	4,4	35,4	565	4,3	42	EJEMPLO
88	V	1200	0,76	958	4,8	31,0	596	3,1	43	EJEMPLO
89	W	1210	0,71	917	2,3	27,6	579	3,6	58	EJEMPLO
90	W	1240	0,26	964	3,8	28,5	605	5,3	65	EJEMPLO

[TABLA 7]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	LAMINACIÓN EN CALIENTE			PRIMER ENFRIAMIENTO			SEGUNDO ENFRIAMIENTO	ETAPA DE LAMINACIÓN EN FRÍO	NOTA
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LOSA	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE TERMINACIÓN DE LAMINACIÓN	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA 400 °C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
91	W	1255	0,43	927	10,9	30,9	580	3,2	57	EJEMPLO
92	W	1275	0,71	924	4,8	28,8	590	2,3	64	EJEMPLO
93	X	1250	0,28	916	3,3	23,8	589	3,5	44	EJEMPLO
94	X	1200	0,74	907	3,9	32,5	560	4,3	58	EJEMPLO
95	X	1205	0,44	945	4,9	41,1	580	2,3	54	EJEMPLO
96	X	1250	0,63	950	2,3	47,5	575	3,2	55	EJEMPLO
97	Y	1225	0,50	909	3,0	11,6	610	2,8	60	EJEMPLO
98	Y	1275	0,31	917	1,2	43,4	566	2,6	60	EJEMPLO
99	Y	1215	0,21	912	2,9	33,6	599	2,5	47	EJEMPLO
100	Y	1230	0,34	924	4,8	38,6	582	2,4	60	EJEMPLO
101	Z	1215	0,43	923	3,1	43,1	595	2,4	64	EJEMPLO
102	Z	1215	0,59	945	3,5	30,5	572	3,0	62	EJEMPLO
103	Z	1200	0,43	919	2,0	45,7	585	3,1	39	EJEMPLO
104	Z	1230	0,61	926	2,0	29,5	584	2,3	67	EJEMPLO
105	AA	1225	0,24	936	3,5	35,6	593	4,8	53	EJEMPLO
106	AA	1205	0,37	943	3,4	35,6	584	2,3	57	EJEMPLO
107	AA	1240	0,49	907	1,9	35,4	520	1,6	60	EJEMPLO
108	AA	1215	0,20	961	4,2	36,6	565	3,8	59	EJEMPLO
109	AB	1235	0,65	950	2,6	36,5	588	4,0	46	EJEMPLO
110	AB	1215	0,32	966	3,0	33,6	627	4,2	41	EJEMPLO
111	AB	1225	0,50	945	3,7	29,8	610	2,8	44	EJEMPLO
112	AB	1205	0,29	880	2,4	21,5	603	4,3	57	EJEMPLO
113	AC	1210	0,40	955	3,5	32,7	569	2,3	31	EJEMPLO
114	AC	1250	0,64	932	6,1	22,1	582	2,4	56	EJEMPLO
115	AC	1230	0,31	930	4,5	47,2	533	3,7	42	EJEMPLO
116	AC	1255	0,45	952	3,6	41,1	572	3,6	50	EJEMPLO
117	AD	1210	0,32	952	2,8	26,6	602	7,5	58	EJEMPLO
118	AD	1255	0,67	923	2,1	31,2	613	3,0	58	EJEMPLO
119	AD	1240	0,59	916	2,1	37,7	611	4,7	44	EJEMPLO
120	AD	1250	0,46	942	4,7	25,5	601	3,6	39	EJEMPLO
121	AE	1225	0,66	930	2,3	34,2	597	2,8	56	EJEMPLO COMPARATIVO
122	AF	1255	0,39	894	4,2	23,1	587	3,0	45	EJEMPLO COMPARATIVO
123	AG	1225	0,78	937	3,7	34,4	563	2,5	50	EJEMPLO COMPARATIVO
124	AH	1205	0,41	894	3,1	38	608	2,6	-	EJEMPLO COMPARATIVO
125	AI	1255	0,31	920	1,7	37	589	3,5	73	EJEMPLO COMPARATIVO
126	AJ	PRUEBA DETENIDA DEBIDO A LA FRACTURA DE LA LOSA								EJEMPLO COMPARATIVO
127	AK	1205	0,47	880	2,6	34	600	2,3	40	EJEMPLO COMPARATIVO
128	G	1200	0,18	894	3,5	4	618	3,8	40	EJEMPLO COMPARATIVO
129	G	1235	0,79	919	1,4	83	592	3,3	53	EJEMPLO COMPARATIVO
130	G	1245	0,20	897	2,4	33	613	3,9	40	EJEMPLO COMPARATIVO

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	LAMINACIÓN EN CALIENTE			PRIMER ENFRIAMIENTO			SEGUNDO ENFRIAMIENTO	ETAPA DE LAMINACIÓN EN FRÍO	NOTA
		TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LOSA	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE TERMINACIÓN DE LAMINACIÓN	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA 400 °C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
131	V	1215	0,37	917	2,3	22	612	3,6	60	EJEMPLO COMPARATIVO
132	V	1215	0,36	913	3,5	37	606	3,5	67	EJEMPLO COMPARATIVO
133	B	1205	0,34	892	2,3	29	582	2,9	50	EJEMPLO COMPARATIVO
134	B	1240	0,47	888	3,5	25	599	4,1	50	EJEMPLO COMPARATIVO
135	O	1225	0,33	903	2,6	25	597	2,8	47	EJEMPLO COMPARATIVO
136	O	1225	0,39	914	3,2	40	583	3,7	60	EJEMPLO COMPARATIVO
137	D	1200	0,51	911	3,4	35	605	2,8	53	EJEMPLO COMPARATIVO

A continuación, se realiza la etapa de recocido a la etapa de revestimiento en cada una de las condiciones ilustradas en Tablas 8 a 14 utilizando la línea continua de revestimiento y recocido que tiene la zona de precalentamiento, la zona de reducción y la zona de revestimiento.

- 5 Se debe observar que en cada uno de los ejemplos 2, 26, 38, 98 y 114, el procedimiento de transformación de la bainita se realiza durante un periodo después de sumergir la lámina de acero en el baño de revestimiento hasta que se enfría a la temperatura ambiente. Por otro lado, en cada uno de los ejemplos 10, 22, 42, 102 y 107, el procedimiento de transformación de la bainita se realiza durante un periodo después de que la lámina de acero se sumerge en el baño de revestimiento y el tratamiento de aleación se realiza hasta que se enfría a temperatura ambiente. En ejemplos distintos a los anteriores, el procedimiento de transformación de la bainita se realiza después de la primera etapa de enfriamiento y antes de que la lámina de acero se sumerja en el baño de revestimiento.

- 15 Además, una tercera etapa de enfriamiento descrita en la Tabla es una etapa de enfriamiento dentro de un intervalo de 740 a 500 °C, el procedimiento de transformación de la bainita es un procedimiento que mantiene a la lámina de acero a una temperatura dentro de un intervalo de 300 a 470 °C después de que se sumerge en el baño de revestimiento, y una cuarta etapa de enfriamiento es una etapa de enfriamiento un intervalo de temperatura de 150 °C o menos en el procedimiento de enfriamiento después de la retención.

Después de la etapa de revestimiento, se realiza el procedimiento de recalentamiento (etapa de templado) para una parte de las láminas de acero con el objetivo de templar la martensita, además el laminado de templado se realiza con cada una de las relaciones de reducción ilustradas en las Tablas 8 a 14 para una parte de las láminas de acero.

- 20 Se debe observar que un tipo de acero GI ilustrado en cada una de las Tablas 8 a 14 representa una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente en donde el galvanizado por inmersión en baño caliente se realiza en la superficie de la lámina de acero, un tipo de acero GA representa una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente en donde se realiza el tratamiento de aleación después de que se realiza el galvanizado por inmersión en baño caliente.

- 25 Se debe observar que A_{c3} en cada una de las Tablas 8 a 14 se calcula en base a la siguiente fórmula empírica.

$$A_{c3} [^{\circ}C] = 910 - 203\sqrt{C} + 44,7Si - 30Mn + 200Al - 20Ni - 10Cr$$

[TABLA 8]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	REVESTIMIENTO DE RECOCIDO CONTINUO										TIPO DE ACERO											
			ETAPA DE CALENTAMIENTO			TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE BAINITA	CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DE TEMPLE	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	ZONA DE PRECALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN		ZONA DE REVESTIMIENTO			HORNO DE ALEACIÓN							
			TASA DE CALENTAMIENTO DE 600°C A 750°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO - Ac3	°C/SEGUNDO	TASA DE ENFRIAMIENTO DE 740 °C A 500 °C	SEGUNDO	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 °C A 470 °C	°C/SEGUNDO	TASA DE ENFRIAMIENTO	°C	%	RELACIÓN DE AIRE	P(H ₂ O)/P(H ₂)	% EN MASA	°C	°C	INTRODUCIR TEMPERATURA DE LA LAMINA DE ACERO	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO	SEGUNDO	°C	
1	A	GI	5,3	790	815	-25	4,3	217,8	2,1	-	1,0	0,058	0,10	468	473	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO	
2	A	GI	5,9	803	815	-12	1,8	37,7	3,2	-	1,0	0,208	0,07	463	458	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
3	A	GA	4,7	827	815	12	32,9	58,8	2,6	-	1,0	0,125	0,08	462	453	-	-	-	-	-	-	20	-	EJEMPLO
4	A	GI	3,8	821	815	6	1,6	36,4	3,1	-	1,2	0,057	0,09	454	462	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
5	B	GI	2,6	871	841	-28	3,2	38,6	2,2	-	1,0	0,054	0,10	461	466	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
6	B	GA	3,9	871	841	30	15,5	48,3	2,7	-	0,9	0,083	0,08	454	472	-	-	-	-	-	-	14	-	EJEMPLO
7	B	GA	5,1	874	841	33	6,4	58,9	3,3	-	1,1	0,109	0,11	457	477	-	-	-	-	-	-	18	-	EJEMPLO
8	B	GI	6,0	831	841	-10	2,6	28,1	5,3	-	1,0	0,063	0,12	459	455	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
9	C	GI	4,7	766	790	-24	5,3	24,6	3,1	-	1,2	0,389	0,10	458	458	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
10	C	GA	3,8	805	790	15	3,2	28,7	1,9	-	1,2	0,011	0,09	465	476	-	-	-	-	-	-	21	-	EJEMPLO
11	C	GA	3,9	785	790	-5	18,5	87,6	3,5	-	0,7	0,019	0,10	454	449	-	-	-	-	-	-	4	-	EJEMPLO
12	C	GI	4,0	775	790	-15	24,4	29,9	3,6	-	1,1	0,042	0,09	460	465	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
13	D	GI	1,2	827	823	4	5,0	110,4	4,8	-	1,1	0,014	0,08	463	454	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
14	D	GA	2,9	815	823	-8	41,7	30,3	3,9	-	0,9	0,046	0,09	451	460	-	-	-	-	-	-	12	-	EJEMPLO
15	D	GA	4,0	819	823	-4	4,2	47,5	2,5	-	0,7	0,028	0,09	454	446	-	-	-	-	-	-	16	-	EJEMPLO
16	D	GI	5,2	857	823	34	41,8	48,6	4,2	-	0,9	0,371	0,09	462	452	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
17	E	GI	5,0	892	926	-34	2,6	27,4	6,3	-	0,7	0,056	0,11	461	459	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
18	E	GI	2,3	924	926	-2	11,7	25,8	4,1	-	0,7	0,021	0,09	460	448	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO
19	E	GA	2,8	943	926	17	5,7	37,9	4,1	-	0,9	0,562	0,11	459	448	-	-	-	-	-	-	23	-	EJEMPLO
20	E	GI	2,7	934	926	8	21,6	28,6	3,6	-	0,9	0,064	0,12	464	456	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
21	F	GI	2,7	829	836	-7	2,7	130,3	2,4	-	0,9	0,036	0,11	464	440	-	-	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO

[TABLA 9]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	REVESTIMIENTO DE RECOCIDO CONTINUO										HORNO DE ALEACIÓN		TIPO DE ACERO			
			ETAPA DE CALENTAMIENTO		TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE BANITA	CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLE	LAMINACIÓN EN FRÍO	ZONA DE PRECALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN	ZONA DE REVESTIMIENTO	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO				
			TASA DE CALENTAMIENTO DE 600°C A 750°C °C/SEGUNDO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO - Ac3	°C/SEGUNDO	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 °C A 470 °C SEGUNDO	TASA DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DE TEMPLE	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	RELACIÓN DE AIRE	P(H ₂ O)/P(H ₂)	CANTIDAD EFICAZ	TEMPERATURA DE BAÑO DE REVESTIMIENTO	INTRODUCIR TEMPERATURA DE LA LÁMINA DE ACERO	°C	SEGUNDO	
22	F	GA	123	789	836	448	207,6	2,2	-	-	0,7	0,323	0,10	456	443	481	22	EJEMPLO
23	F	GA	4,2	858	836	4,5	169,0	4,4	-	-	1,0	0,025	0,10	457	471	515	17	EJEMPLO
24	F	GI	6,5	818	836	23,2	31,1	4,6	-	-	1,0	0,285	0,10	459	457	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
25	G	GI	4,3	813	790	42,2	29,1	2,9	325	-	0,8	0,181	0,08	463	443	-	-	EJEMPLO
26	G	GI	4,4	761	790	1,8	367,1	5,2	-	-	1,0	0,501	0,10	455	471	-	-	EJEMPLO
27	G	GA	6,3	762	790	7,7	26,5	1,7	-	-	0,9	0,004	0,10	458	480	496	20	EJEMPLO
28	G	GI	3,7	765	790	4,5	30,2	2,5	-	-	0,9	0,064	0,10	458	466	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
29	H	GI	3,9	868	903	6,4	29,4	4,3	-	-	1,0	0,007	0,17	459	469	-	-	EJEMPLO
30	H	GA	3,3	881	903	25,6	58,1	3,4	-	-	0,8	0,0004	0,08	461	475	584	21	EJEMPLO
31	H	GA	5,0	875	903	2,0	28,8	1,6	-	-	1,1	0,043	0,09	460	446	503	13	EJEMPLO
32	H	GI	5,7	907	903	35,2	27,7	4,2	-	-	1,0	0,029	0,09	456	455	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
33	I	GI	5,5	965	949	2,1	235,8	2,8	-	-	1,1	0,028	0,10	461	471	-	-	EJEMPLO
34	I	GI	2,9	936	949	4,7	47,4	4,2	-	-	0,7	0,180	0,09	458	458	-	-	EJEMPLO
35	I	GA	4,6	971	949	15,7	57,6	4,4	-	0,50	1,0	0,052	0,09	462	469	542	15	EJEMPLO
36	I	GI	6,4	949	949	4,5	29,5	4,5	-	-	0,7	0,045	0,10	464	464	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
37	J	GI	5,1	760	795	38,2	55,5	5,3	-	-	1,0	0,457	0,10	460	446	-	-	EJEMPLO
38	J	GI	5,4	823	795	8,9	27,3	3,4	-	-	1,0	0,013	0,08	458	459	-	-	EJEMPLO
39	J	GA	4,4	790	795	13,8	268,9	4,1	-	-	1,0	0,046	0,10	463	463	512	43	EJEMPLO
40	J	GI	6,7	791	795	6,8	137,9	6,3	-	-	0,9	0,013	0,11	467	459	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
41	K	GI	4,0	839	825	1,3	29,6	1,8	-	-	1,0	0,047	0,13	453	473	-	-	EJEMPLO
42	K	GA	4,7	810	825	7,8	267,9	2,0	-	-	0,7	0,003	0,10	458	461	485	34	EJEMPLO

[TABLA 10]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	REVESTIMIENTO DE RECOCIDO CONTINUO										TIPO DE ACERO						
			ETAPA DE CALENTAMIENTO		TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE BANITA	TASA DE ENFRIAMIENTO DE 740 °C A 500 °C	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 °C A 470 °C	TASA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLE	LAMINACIÓN EN FRIO	ZONA DE PRECALENTAMIENTO		ZONA DE REDUCCIÓN	ZONA DE REVESTIMIENTO	HORNO DE ALEACIÓN			
			TASA DE CALENTAMIENTO DE 600°C A 750°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO - Ac3		°C/SEGUNDO	SEGUNDO	°C/SEGUNDO	TEMPERATURA DE TEMPLE	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	RELACIÓN DE AIRE	P(H ₂ O)/P(H ₂)	CANTIDAD EFICAZ	TEMPERATURA DE BAÑO DE REVESTIMIENTO	INTRODUCIR TEMPERATURA DE LA LÁMINA DE ACERO	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO	
43	K	GA	1,2	839	825	14	38,1	108,2	3,6	410	-	1,0	0,897	0,10	462	454	530	14	EJEMPLO
44	K	GI	2,8	791	825	-34	41,3	25,9	2,2	-	-	1,0	0,025	0,10	458	471	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
45	L	GI	4,8	899	891	8	16,7	57,5	5,3	-	-	0,9	0,083	0,10	465	477	-	-	EJEMPLO
46	L	GI	5,1	883	891	-3	4,8	29,2	4,3	-	-	1,0	0,008	0,08	456	463	-	-	EJEMPLO
47	L	GA	5,5	887	891	25	6	4,4	319,5	-	-	0,9	0,001	0,12	464	452	491	20	EJEMPLO
48	L																		EJEMPLO COMPARATIVO
PRUEBA DETENIDA DEBIDO A LA FRACTURA DE LA LÁMINA DE ACERO EN LA ETAPA DE LAMINACIÓN EN FRIO																			
49	M	GI	2,7	901	872	29	15,4	27,0	2,8	-	-	0,9	0,008	0,09	454	475	-	-	EJEMPLO
50	M	GA	4,5	859	872	-13	1,9	219,5	2,4	-	-	1,2	0,123	0,07	464	449	489	21	EJEMPLO
51	M	GA	1,7	885	872	13	20,7	28,8	1,6	-	-	0,9	0,030	0,08	467	458	535	7	EJEMPLO
52	M	GI	3,8	750	872	-	2,8	28,6	1,7	-	-	0,8	0,080	0,09	455	474	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
53	N	GI	4,6	863	875	-12	24,5	130,0	5,3	385	-	0,8	0,151	0,04	454	474	-	-	EJEMPLO
54	N	GA	1,6	870	875	-5	4,3	26,7	4,6	-	-	0,8	0,005	0,10	454	475	538	12	EJEMPLO
55	N	GA	2,4	853	875	-22	17,8	56,6	1,7	-	-	0,9	0,134	0,08	455	462	505	38	EJEMPLO
56	N	GI	1,5	888	875	-7	4,6	115,0	2,3	-	-	1,1	0,251	0,12	462	471	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
57	O	GI	2,6	806	801	5	2,8	55,0	4,1	-	-	1,2	0,025	0,09	454	441	-	-	EJEMPLO
58	O	GA	7,5	789	801	-12	10,1	30,7	3,5	-	-	0,8	0,112	0,10	465	447	528	111	EJEMPLO
59	O	GA	4,0	822	801	21	6,4	188,7	2,6	-	-	0,8	0,014	0,12	467	460	495	15	EJEMPLO
60	O	GI	3,5	822	801	21	17,6	5,0	4,0	-	-	0,8	0,081	0,11	455	454	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
61	P	GI	6,1	795	817	-22	23,5	106,6	4,0	-	-	0,8	0,067	0,10	461	456	-	-	EJEMPLO
62	P	GI	4,0	799	817	-16	41,9	37,9	4,0	-	-	0,8	1,520	0,09	461	449	-	-	EJEMPLO
63	P	GA	1,4	804	817	-13	7,1	29,7	2,6	-	-	1,0	0,204	0,10	456	463	508	24	EJEMPLO

[TABLA 11]

REVESTIMIENTO DE RECOCIDO CONTINUO																			
EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	ETAPA DE CALENTAMIENTO			TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE BAINITA	CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLE	LAMINACIÓN EN FRÍO	ZONA DE PRECALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN	ZONA DE REVESTIMIENTO			HORNO DE ALEACIÓN		TIPO DE ACERO	
			TASA DE CALENTAMIENTO DE 600°C A 750°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO - Ac3								°C/SEGUNDO	°C	°C	°C/SEGUNDO	°C		°C
64	P	GI	4,2	787	817	30	18,8	26,7	3,9	-	1,2	0,060	0,09	484	480	484	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
65	Q	GI	2,4	961	983	32	23,9	28,4	4,7	-	1,0	0,020	0,09	470	454	470	-	-	EJEMPLO
66	Q	GI	1,5	974	983	19	8,7	26,4	2,5	-	1,2	0,173	0,08	480	469	480	-	-	EJEMPLO
67	Q	GA	4,5	947	983	45	6,2	28,4	5,1	-	1,1	0,013	0,09	439	454	439	539	21	EJEMPLO
68	Q	GI	3,5	962	983	31	12,4	106,0	4,7	-	1,0	0,062	0,11	476	457	476	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
69	R	GI	5,3	900	874	26	7,1	36,1	5,4	-	0,9	0,081	0,11	472	456	472	-	-	EJEMPLO
70	R	GA	3,2	869	874	5	7,3	287,2	5,3	-	1,0	0,011	0,08	487	458	487	610	4	EJEMPLO
71	R	GA	2,9	869	874	5	27,4	38,1	4,9	-	1,0	0,046	0,09	463	463	458	500	35	EJEMPLO
72	R	GI	6,2	903	874	29	28,2	188,9	4,8	-	0,8	0,100	0,10	463	463	454	-	-	EJEMPLO
73	S	GI	3,3	794	797	3	24,9	27,7	2,0	-	0,9	0,035	0,08	487	467	445	-	-	EJEMPLO
74	S	GA	5,7	809	797	12	6,6	29,9	3,2	-	1,0	1,12	0,09	465	472	472	511	24	EJEMPLO
75	S	GA	8,3	819	797	22	11,5	288,5	2,4	-	1,2	0,006	0,09	465	465	457	526	10	EJEMPLO
76	S	GI	2,5	769	797	28	21,9	51,5	5,0	-	0,7	0,501	0,09	464	464	455	-	-	EJEMPLO
77	T	GI	6,4	840	834	6	14	27,7	4,3	-	0,9	0,011	0,07	457	457	487	-	-	EJEMPLO
78	T	GA	1,9	330	834	4	28,5	46,2	3,6	-	1,2	0,301	0,09	455	448	448	590	24	EJEMPLO
79	T	GA	4,2	834	834	0	3,5	28,2	2,6	-	1,1	0,068	0,07	464	476	476	562	21	EJEMPLO
80	T	GI	4,4	823	834	11	16,5	137,1	2,0	-	1,1	0,014	0,09	459	452	452	-	-	EJEMPLO
81	U	GI	3,3	833	819	19	17,4	25,5	1,6	-	1,0	0,007	0,08	462	462	456	-	-	EJEMPLO
82	U	GA	2,7	829	819	10	3,5	27,3	3,6	-	1,1	0,081	0,08	462	448	448	507	25	EJEMPLO
83	U	GA	4,0	803	819	16	40,2	56,5	3,3	-	1,0	0,015	0,11	455	460	480	535	20	EJEMPLO
84	U	GI	2,4	822	819	3	33,8	58,0	3,4	-	0,8	0,050	0,10	456	456	477	-	-	EJEMPLO

[TABLA 14]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	REVESTIMIENTO DE RECOCIDO CONTINUO										TIPO DE ACERO						
			ETAPA DE CALENTAMIENTO			TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE BAINITA	CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLE	LAMINACIÓN EN FRÍO	ZONA DE PRECALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN		ZONA DE REVESTIMIENTO	HORNO DE ALEACIÓN				
			TASA DE CALENTAMIENTO DE 600°C A 750°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO - Ac3	°C/SEGUNDO	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 °C A 470 °C	°C/SEGUNDO	TASA DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DE TEMPLE	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	RELACIÓN DE AIRE	P(H ₂ O)/P(H ₂)	CANTIDAD EFICAZ	°C	°C	°C	SEGUNDO	
124	AH	-																	
125	AI	GA	3,8	800	782	18	16,1	33	3,3	-	-	1,0	0,086	0,08	460	463	512	14	
126	AJ	-																	
127	AK	-																	
128	G	GA	2,3	771	790	-	5,6	138	2,6	-	-	1,1	0,127	0,09	462	461	541	28	
129	G	GA	3,7	768	790	-	23,3	101	3,4	-	-	1,0	0,069	0,10	462	458	482	25	
130	G	GA	35,0	765	790	-	22,6	143	2,5	-	-	1,1	0,166	0,08	467	461	532	20	
131	V	GA	3,6	814	819	-5	0,4	29	3,4	-	-	0,9	0,034	0,11	461	456	547	23	
132	V	GA	3,6	829	819	10	16,7	72	0,1	-	-	1,1	0,104	0,11	465	466	510	13	
133	B	GA	2,7	855	841	14	19,4	35	2,9	-	-	0,3	0,099	0,09	465	466	542	13	
134	B	GA	3,2	864	841	23	23,2	30	2,9	-	-	1,8	0,092	0,08	463	456	509	19	
135	O	GA	3,0	814	801	13	14,0	115	2,6	-	-	1,0	0,0000	0,08	467	464	542	16	
136	O	GA	3,9	824	801	23	22,0	164	2,4	-	-	1,1	2,24	0,10	461	468	526	21	
137	O	GA	2,8	790	790	0	13,8	79	3,1	-	-	0,9	0,041	0,40	464	460	523	19	

- 5 En cada una de las láminas de acero galvanizadas por inmersión en baño caliente (o las láminas de acero aleadas galvanizadas por inmersión en baño caliente) de los ejemplos 1 a 137 obtenidos como se indica anteriormente, se observa una microestructura dentro de un intervalo de 1/8 de espesor centrado alrededor de 1/4 de espesor de lámina de una superficie hasta un espesor de 3/8 centrado alrededor del espesor de la lámina de 1/4 desde la superficie, y se mide una fracción de volumen. Los resultados de los mismos se ilustran en las Tablas 15 a 18.
- 10 En una fracción de la microestructura, se mide una cantidad de austenita retenida mediante la difracción de rayos X, los otros se obtienen cortando una sección transversal en dirección del espesor en paralelo a la dirección del laminado de la lámina de acero y realizando un grabado con nital en la sección transversal pulida en una superficie espejo y observando la sección transversal utilizando la microscopía electrónica de barrido con emisión de campo (FE-SEM).
- 15 Además, se mide un contenido de hierro de 1/2 de espesor de la capa aleada galvanizada por inmersión en baño caliente utilizando EDX. Los resultados de las mismas se ilustran en las Tablas 15 a 18.
- Además, la cantidad de carbono en solución sólida en la austenita retenida se encuentra al encontrar una constante reticular «a» de la austenita retenida realizando la prueba de difracción de rayos X en la misma condición que la medición de la fracción del área de la austenita retenida, y utilizando la expresión indicada anteriormente (2).
- Además, la relación de intensidad aleatoria de los rayos X del hierro FCC de la austenita retenida se mide por medio de la difracción de rayos X.
- 20 Un diámetro de grano promedio de los granos de cristal de la austenita retenida en relación con la dirección de laminación se establece como $d(RD)$, un diámetro de grano promedio con respecto a la dirección del ancho de la lámina se establece como $d(TD)$, y se calcula el parámetro $d(RD)/d(TD)$ compuesto por ambos. Se debe observar que el grano de cristal de la austenita retenida se evalúa terminando una superficie en paralelo a la superficie de la lámina a 1/4 de espesor en la superficie espejo, realizando el análisis de la orientación del cristal a alta resolución mediante el procedimiento EBSD (difracción de electrones por retrodispersión) utilizando la FE-SEM (microscopía electrónica de barrido con emisión de campo). Una etapa de medición se establece como 0,1 μm , y una región donde cada 10 puntos o más representan un patrón de difracción del agregado de hierro FCC, y cuya orientación incorrecta entre sí es menor de 10° , se define como el grano de cristal de la austenita retenida. En lo que respecta al diámetro de grano, cada uno los diámetros del grano en la dirección del laminado y la dirección del ancho de la lámina se miden en 30 piezas a 300 piezas de los granos de cristal de la austenita retenida seleccionadas al azar.
- 25 Además, un espesor de capa descarburada se mide al terminar la sección transversal en la dirección del espesor en paralelo a la dirección de laminación hacia la superficie espejo, y al observar mediante el uso de FE-SEM. Se debe observar que tres posiciones o más de los espesores de las capas descarburadas se miden para cada lámina de acero, y se establece un valor promedio de las mismas como el espesor de la capa descarburada.
- 30 Además, una densidad de los óxidos se calcula al terminar la sección transversal a lo largo del espesor en paralelo a la dirección del laminado hacia la superficie espejo, contando el número de óxidos observando 7 μm durante dos minutos utilizando la FE-SEM o utilizando un área de observación requerida para contar hasta 1000 óxidos. Además, un diámetro de grano promedio de los óxidos se calcula promediando los diámetros equivalentes circulares de 100 a 1000 óxidos seleccionados al azar.
- 35 A continuación, se realiza una prueba de evaluación de la capacidad de temple por cocción midiendo la cantidad de BH.
- 40 Al principio, se fabrica una pieza de prueba JIS N.º 5 de cada lámina de acero obtenida mediante el procedimiento de fabricación indicado anteriormente, se añade una pretensión por tracción del 2 %, y posteriormente, se realiza un tratamiento con calor correspondiente a un horneado de revestimiento con una condición de 170 °C x 20 min de retención, y se mide la cantidad del temple por cocción. Se debe observar que la cantidad de BH en relación con la dirección del laminado se establece como $\Delta BH(RD)$, la cantidad de BH con respecto a la dirección del ancho de la lámina se establece como $\Delta BH(TD)$, y en la presente evaluación, se da una valoración negativa para alguna cuya cantidad de BH es inferior a 65 MPa. Además, se considera que pasa una en donde $\Delta BH(RD)/\Delta BH(TD)$ está dentro de un intervalo de 0,8 a 1,2.
- 45 A continuación, se obtienen piezas para la prueba de tracción basándose en JIS Z 2201 de las láminas de acero galvanizadas por inmersión en baño caliente (o láminas de acero aleadas, galvanizadas por inmersión en baño caliente) de los ejemplos 1 a 109, se realiza una prueba de tracción basándose en JIS Z 2241, y se mide un límite elástico, una resistencia a la tracción, y una elongación total.
- 50 Se evalúa la apariencia externa de la superficie de la lámina de acero realizando una evaluación del estado de aparición de desprendimiento mediante una determinación visual. Un signo «x» es una lámina de acero en donde se observa un desprendimiento con un diámetro de 0,5 mm o más y que se desvía del rango de tolerancia en apariencia, y un signo «o» es una lámina de acero que tiene una apariencia externa prácticamente tolerable distinta a la anterior.
- 55 Además, se adhiere una cinta en el interior de una porción plegada y después la cinta se desprende después de una

- 5 prueba de flexión en V a 60°, para evaluar la adhesividad del revestimiento en un tiempo de procesamiento cuando se aplica una tensión de compresión. La adhesividad de revestimiento se evalúa a partir de un estado desprendido de la capa de revestimiento desprendida junto con la cinta. Un signo «x» es una lámina de acero prácticamente intolerable cuyo ancho de desprendimiento es de 7,0 mm o más. Un signo «o» es una lámina de acero que tiene la adhesividad de revestimiento prácticamente tolerable distinta a la anterior.
- Los resultados de la prueba, los resultados de la evaluación de lo citado anteriormente se ilustran en la Tabla 15 a la Tabla 18.
- 10 Se debe observar que en las Tablas 1 a 18, los valores numéricos y símbolos subrayados representan que están fuera del rango de la presente invención. En este caso, un ejemplo 124 es un ejemplo en donde el contenido de Si es mayor que el del componente químico, la lámina de acero se fractura en la etapa de laminado en frío, y la prueba se detiene.
- 15 La lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de un ejemplo 125 es un ejemplo en donde el contenido de Si es pequeño, no se puede obtener suficiente cantidad de austenita retenida, se generan muchos carburos a base de hierro durante el tratamiento de aleación de la capa de revestimiento, y por lo tanto, la resistencia y la ductilidad se deterioran.
- Un ejemplo 126 es un ejemplo en donde el contenido de Mn es grande en cuanto al componente químico, la losa se fractura durante un periodo después de que se completa el vaciado hasta que la misma se suministra a la etapa de laminación en caliente, y la prueba se detiene.
- 20 Un ejemplo 127 es un ejemplo en donde el contenido de Al es grande en cuanto al componente químico, una porción soldada anteriormente a la lámina de acero se fractura en la etapa de recocido continuo, y la prueba se detiene.
- 25 Un ejemplo 128 es un ejemplo en donde la tasa de enfriamiento después de la laminación en caliente de la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente es menor al índice de enfriamiento promedio de 10 a 60 °C/segundo (véase [0077]), la austenita retenida después del recocido se extiende, y se aumenta la anisotropía de la capacidad de temple por cocción.
- Un ejemplo 129 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, la tasa de enfriamiento después de la laminación en caliente es grande, la textura de la austenita retenida después del recocido se aumenta, y la anisotropía de la capacidad de temple por cocción se aumenta.
- 30 Un ejemplo 130 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, la tasa de calentamiento de 650 a 750 °C de la etapa de calentamiento en la etapa de recocido es mayor que la tasa de calentamiento de 650 a 750 °C de la etapa de calentamiento en la etapa en la etapa de recocido de 20 °C/segundo o menos (véase [0082]), la anisotropía de la austenita retenida después del recocido se aumenta, y la anisotropía de la capacidad de temple por cocción se aumenta.
- 35 Un ejemplo 131 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, el índice de enfriamiento de 740 a 500 °C de la primera etapa de enfriamiento en la etapa de recocido es menor que la tasa de enfriamiento de 740 a 500 °C de la primera etapa de enfriamiento en la etapa de recocido de 1,0 °C/segundo o más (véase [0087]), la fracción de ferrita se aumenta excesivamente, y la capacidad de temple por cocción se deteriora.
- 40 Un ejemplo 132 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente aleada, la tasa de enfriamiento en la segunda etapa de enfriamiento en la etapa de recocido es menor que la tasa de enfriamiento en la segunda etapa de enfriamiento en la etapa de recocido de 0,5 °C/segundo o más (véase [0091]), se genera mucho carburo grueso, la fracción de austenita retenida se reduce, y la resistencia y la capacidad de temple por cocción se deterioran.
- 45 Un ejemplo 133 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, la relación de aire en la zona de precalentamiento de la etapa de revestimiento es pequeña en cuanto a la relación de aire de 0,7 a 1,2 en la etapa de revestimiento (véase [0084]), el espesor de la capa descarburada en la capa de la superficial se vuelve insuficiente, y la adhesividad del revestimiento se deteriora.
- 50 Un ejemplo 134 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, la relación de aire en la zona de precalentamiento de la etapa de revestimiento es mayor, y el espesor de la capa descarburada en la capa superficial se vuelve excesivamente grande, y la resistencia a la fatiga del mismo se deteriora significativamente y es prácticamente intolerable.
- 55 Un ejemplo 135 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, la atmósfera en la zona de reducción en la etapa de revestimiento está fuera del rango de la presente invención en cuanto a la relación de presión parcial de 0,0001 a 2,00 de la atmósfera de la zona de reducción en la etapa de revestimiento (véase [0086]), la cantidad de los óxidos en la capa descarburada en la capa superficial es menor, una

rotura que parte de una interfaz entre la capa descarburada y el material base se produce en una prueba de desprendimiento del revestimiento, la apariencia externa se deteriora, y por lo tanto, la adhesividad del revestimiento se evalúa como deteriorada.

5 Un ejemplo 136 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, la atmósfera de la zona de reducción en la etapa de revestimiento está fuera del rango de la presente invención, la capa descarburada en la capa superficial crece excesivamente, y la resistencia a la fatiga se deteriora significativamente, y es prácticamente intolerable.

10 Un ejemplo 137 es un ejemplo en donde, en la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente, una concentración de Al eficaz del baño de revestimiento es alta en cuanto a la cantidad de Al eficaz del 0,01 al 0,18 % en peso en la etapa de revestimiento (véase [0088]), y la calidad de la apariencia externa se deteriora significativamente en una inspección justo después de la etapa de recocido, y por lo tanto, se suspende la posterior observación de la microestructura y la prueba de evaluación de propiedades.

[TABLA 15]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	MICROESTRUCTURA										LAMINA DE ACERO DE LA CAPA DE REVESTIMIENTO				PROPIEDAD DE TRACCIÓN						CAPACIDAD DE TEMPLE POR COCCIÓN				TIPO DE ACERO
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL						AUSTENITA RETENIDA				DENSIDAD DE DISLOCACIÓN PROMEDIO	ESPESOR DE LA CAPA DESCARBURADA	DENSIDAD DE ÓXIDO	TAMAÑO DE ÓXIDO	LÍMITE ELÁSTICO	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN	ELONGACIÓN	$\Delta BH(RD)$	$\Delta BH(TD)$	$\Delta BH(RD/\Delta BH(TD))$					
			FERRITA	BAINITA	FERRITA BAINÍTICA	MARTENSITA	MARTENSITA TEMPLADA	OTROS	% EN MASA	CANTIDAD DE CARBONO EN SOLUCIÓN SÓLIDA	INTENSIDAD DE RAYOS X	$d(RD/ID)$															
1	A	GI	35	37	18	0	0	9	1	0.61	2.0	1.06	2.7	1.77	69.8	51	603	961	21	93	92	1.01	EJEMPLO				
2	A	GI	30	28	3	0	7	1	1.19	1.7	1.19	34.1	1.32	54.1	52	886	1231	16	82	75	1.09	EJEMPLO					
3	A	GA	12	52	15	12	0	8	1	0.92	1.8	0.96	24.7	1.21	42.7	56	1041	1277	13	102	109	0.83	EJEMPLO				
4	A	GI	24	40	30	0	0	6	0	0.78	1.9	0.80	3.5	0.67	52.4	58	704	1066	19	86	82	1.04	EJEMPLO				
5	B	GI	42	39	12	0	0	7	0	0.81	2.0	1.01	1.7	1.27	103.5	51	531	958	17	86	80	1.07	EJEMPLO				
6	B	GA	14	57	15	5	0	8	1	0.78	2.5	0.87	14.2	2.19	178.4	49	935	1303	11	98	89	1.10	EJEMPLO				
7	B	GA	16	37	39	2	0	7	0	0.76	1.8	1.24	14.9	1.69	65.1	55	938	1304	18	93	93	1.00	EJEMPLO				
8	B	GI	29	35	28	1	1	6	0	0.78	2.2	0.77	1.8	1.63	49.7	65	803	1187	14	68	71	0.95	EJEMPLO				
9	C	GI	32	40	22	2	0	4	0	0.81	2.4	0.91	2.0	4.16	0.0	87	800	1186	17	73	68	1.10	EJEMPLO				
10	C	GA	21	32	39	0	0	7	1	0.82	1.6	1.13	2.7	0.72	23.1	51	908	1196	19	77	78	0.98	EJEMPLO				
11	C	GA	17	43	24	0	10	6	0	0.82	1.9	0.78	1.7	1.17	13.4	67	981	1362	13	78	77	1.01	EJEMPLO				
12	C	GI	21	39	23	7	0	8	2	0.91	1.8	0.97	18.9	0.83	9.0	91	1042	1419	14	102	93	1.09	EJEMPLO				
13	D	GI	16	55	22	0	0	7	0	0.88	1.7	0.87	11.6	0.78	14.1	68	819	1159	16	90	80	1.12	EJEMPLO				
14	D	GA	17	20	19	0	34	8	2	0.75	2.2	1.10	1.9	2.10	26.9	67	1045	1489	12	79	73	1.08	EJEMPLO				
15	D	GA	24	40	28	0	0	10	0	0.75	1.6	0.94	5.6	2.07	20.5	66	988	1405	18	92	83	1.10	EJEMPLO				
16	D	GI	9	23	20	37	0	9	2	0.84	4.3	1.61	22.1	3.16	30.2	77	1013	1292	5	80	122	0.65	EJEMPLO COMPARATIVO				
17	E	GI	30	44	16	0	0	7	3	0.77	1.6	1.07	4.8	2.08	18.1	67	629	1042	15	92	88	1.04	EJEMPLO				
18	E	GI	13	54	23	1	0	9	0	0.62	1.5	1.01	3.2	2.48	29.8	56	939	1277	11	96	96	1.00	EJEMPLO				
19	E	GA	15	54	19	0	0	10	2	0.89	1.8	0.98	1.6	4.15	81.7	51	916	1189	13	95	103	0.92	EJEMPLO				
20	E	GI	10	33	24	25	0	7	1	0.89	3.5	0.94	35.1	1.92	35.0	56	1030	1411	9	78	103	0.75	EJEMPLO COMPARATIVO				
21	F	GI	26	44	20	2	0	8	0	0.74	2.4	1.21	2.0	2.06	8.5	50	875	1287	10	71	70	1.01	EJEMPLO				
22	F	GA	32	34	18	6	0	9	1	0.78	2.4	0.98	11.2	4.17	34.3	69	792	1252	11	97	96	1.01	EJEMPLO				
23	F	GA	19	43	32	0	0	6	0	0.93	2.0	0.94	14.8	1.08	40.1	53	824	1162	15	89	86	1.03	EJEMPLO				
24	F	GI	22	35	37	0	0	6	0	0.76	4.3	1.21	7.6	3.55	37.5	75	854	1142	13	58	89	0.65	EJEMPLO COMPARATIVO				
25	G	GI	3	33	22	0	34	7	1	0.89	1.3	1.68	9.8	2.55	78.0	57	1103	1483	9	96	95	1.01	EJEMPLO				
26	G	GI	36	28	26	0	0	10	0	0.90	2.4	0.87	1.4	5.05	76.9	53	707	1055	18	83	84	0.98	EJEMPLO				
27	G	GA	30	38	20	0	0	11	1	0.89	2.0	1.04	6.7	1.10	34.4	48	862	1262	14	98	95	1.01	EJEMPLO				
28	G	GI	22	36	29	0	0	10	3	0.89	3.7	1.24	2.3	1.56	41.3	65	950	1238	15	65	84	0.77	EJEMPLO COMPARATIVO				
29	H	GI	29	32	27	4	0	8	0	0.77	2.1	1.04	3.2	1.14	74.4	36	928	1466	13	91	95	0.95	EJEMPLO				
30	H	GA	28	40	20	1	0	11	0	0.94	2.0	1.11	2.3	0.19	22.4	37	851	1275	10	85	78	1.08	EJEMPLO				
31	H	GA	38	40	13	0	0	6	2	0.88	2.1	1.03	3.5	1.34	51.4	57	808	1291	13	78	80	0.95	EJEMPLO				
32	H	GI	11	40	36	4	0	7	0	0.89	3.3	1.09	5.1	1.21	79.3	52	918	1264	15	80	82	0.73	EJEMPLO COMPARATIVO				
33	H	GI	7	59	18	5	0	12	1	0.84	1.8	1.10	10.0	0.88	77.1	43	1004	1263	8	120	115	1.04	EJEMPLO				
34	H	GI	25	40	20	4	0	10	1	0.77	1.6	0.97	6.3	4.14	141.9	44	796	1209	12	97	105	0.92	EJEMPLO				
35	H	GA	4	60	20	8	0	8	0	0.86	1.8	1.06	38.4	1.68	66.8	48	1096	1387	10	115	121	0.95	EJEMPLO				
36	H	GI	16	49	17	7	0	10	1	0.83	3.6	0.78	13.4	2.27	60.0	43	959	1334	8	75	103	0.72	EJEMPLO COMPARATIVO				
37	J	GI	27	32	23	7	0	10	1	0.93	1.8	1.07	1.6	0.87	55.5	65	926	1406	7	75	69	1.08	EJEMPLO				
38	J	GI	15	40	32	8	0	5	0	0.79	1.3	0.92	2.9	0.87	22.2	58	1104	1439	12	81	89	0.94	EJEMPLO				
39	J	GA	18	42	31	1	0	8	0	0.80	2.0	0.94	3.3	2.00	20.8	72	1040	1498	15	74	79	0.93	EJEMPLO				
40	J	GI	19	38	37	1	0	5	0	0.75	3.2	1.44	9.7	1.04	29.3	56	889	1169	16	52	85	0.72	EJEMPLO COMPARATIVO				

[TABLA 18]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	MICROESTRUCTURA										LAMINA DE ACERO DE LA CAPA DE REVESTIMIENTO			PROPIEDAD					TIPO DE ACERO			
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL			AUSTENITA RETENIDA		DENSIDAD DE DISLOCACIÓN PROMEDIO		ESPESOR DE LA CAPA DESCARBURADA		DENSIDAD DE ÓXIDO		TAMAÑO DE ÓXIDO		ASPECTO EXTERNO		DESPRENDIMIENTO DEL REVESTIMIENTO		PROPIEDAD DE TRACCIÓN		CAPACIDAD DE TEMPLE POR COCCIÓN		
			FERRITA	BAINITA	FERRITA BAINÍTICA	MARTENSITA	MARTENSITA TEMPLADA	OTROS	CANTIDAD DE CARBONO EN SOLUCIÓN SÓLIDA	INTENSIDAD DE RAYOS X	d(RD)/d(TD)	10 ¹² /m ²	μm	10 ¹⁵ ÓXIDOS/m ²	nm	ASPECTO EXTERNO	DESPRENDIMIENTO DEL REVESTIMIENTO	LÍMITE ELÁSTICO	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN	ELONGACIÓN	ΔBH(RD)	ΔBH(TD)	ΔBH(RD)/ΔBH(TD)	
121	AE	GI	16	48	23	12	C	0	1	1,9	1,10	32,2	1,72	81,0	41	o	o	535	815	15	45	47	0,95	EJEMPLO COMPARATIVO
122	AF	GI	14	16	6	47	C	15	2	1,9	0,89	2,3	2,10	110,0	38	o	o	1326	2187	4	184	157	1,17	EJEMPLO COMPARATIVO
123	AG	GI	23	43	28	0	C	0	6	1,7	0,90	16,8	1,67	169,9	79	o	o	385	703	18	34	32	1,06	EJEMPLO COMPARATIVO
124	AH	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
125	AI	GA	35	34	13	3	C	0	15	-	-	1,3	1,84	3,1	63	o	o	497	775	14	66	72	0,92	EJEMPLO COMPARATIVO
126	AJ	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
127	AK	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
128	G	GA	44	13	25	8	C	12	0	2,6	1,48	6,6	2,11	17,1	67	o	o	595	978	22	64	87	0,74	EJEMPLO COMPARATIVO
129	G	GA	41	16	21	6	C	15	1	3,5	1,08	13,2	1,80	21,3	83	o	o	625	1005	24	53	80	0,66	EJEMPLO COMPARATIVO
130	G	GA	41	6	38	2	C	11	2	3,2	1,37	11,9	3,05	19,3	58	o	o	714	1106	21	72	102	0,71	EJEMPLO COMPARATIVO
131	V	GA	71	0	15	4	C	8	1	2,1	1,06	0,8	3,00	36,3	72	o	o	621	1193	23	39	36	1,09	EJEMPLO COMPARATIVO
132	V	GA	37	22	25	3	C	2	11	2,2	0,94	2,6	1,62	28,3	38	o	o	491	789	14	52	45	1,16	EJEMPLO COMPARATIVO
133	B	GA	26	18	45	4	1	6	0	1,7	1,01	2,8	0,00	-	-	o	x	682	1085	23	88	93	0,95	EJEMPLO COMPARATIVO
134	B	GA	37	30	21	2	1	8	1	1,9	1,07	4,1	23,5	34,0	55	o	o	585	972	20	78	82	0,95	EJEMPLO COMPARATIVO
135	O	GA	17	29	33	8	C	11	2	2,1	1,15	97	1,17	0,1	84	o	x	919	1190	15	84	84	1,0	EJEMPLO COMPARATIVO
136	O	GA	26	23	35	6	C	7	4	2,6	1,08	68	14,2	57,6	73	o	o	864	1208	13	74	65	1,14	EJEMPLO COMPARATIVO
137	D	GA	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	x	o	-	-	-	-	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO

Como se ilustra en las Tablas 1 a 18, en los ejemplos, se obtiene la excelente capacidad de temple por cocción. Por otro lado, en los ejemplos comparativos, es posible obtener suficiente resistencia a la tracción, y capacidad de temple por cocción.

Aplicabilidad industrial

5 En la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia y la lámina de acero aleada, galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia según la presente invención, es posible asegurar lo suficiente la cantidad de temple por cocción y obtener una capacidad de temple por cocción isotrópica, y por lo tanto, es posible mejorar en gran medida la capacidad de temple por cocción, además de la mejora en la resistencia y ductilidad.

10

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, que comprende:

una lámina de acero base que contiene, en % en masa,

- 5 C: del 0,075 al 0,400 %,
 Si: del 0,01 al 2,00 %,
 Mn: del 0,80 al 3,50 %,
 P: del 0,0001 al 0,100 %,
 S: del 0,0001 al 0,0100 %,
- 10 Al: del 0,001 al 2,00 %,
 N: del 0,0001 al 0,0100 %,
 O: del 0,0001 al 0,0100 % cada vez, y
 que contiene además opcionalmente, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre
 Ti: del 0,001 al 0,150 %,
- 15 Nb: del 0,001 al 0,100 %,
 V: del 0,001 al 0,300 %,
 Mo: del 0,01 al 2,00 %,
 W: del 0,01 al 2,00 %,
 Cr: del 0,01 al 2,00 %,
- 20 Ni: del 0,01 al 2,00 %,
 Cu: del 0,01 al 2,00 %,
 B: del 0,0001 al 0,0100 %, y
 Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total,
 con el resto constituido por Fe e impurezas inevitables,
- 25 en donde una estructura de la lámina de acero contiene, en fracción de volumen, el 3 % o más de una fase de austenita retenida, el 50 % o menos de una fase de ferrita, y el 40 % o más de una fase dura,
 en un intervalo de 1/8 de espesor centrado en torno a un 1/4 de espesor de placa de una superficie a 3/8 de espesor centrado en torno a 1/4 de espesor de placa desde la superficie en la lámina de acero base,
 una densidad de dislocación promedio es de $1 \times 10^{13}/m^2$ o más,
- 30 una cantidad de C en solución sólida contenida en la fase de austenita retenida está en % en masa del 0,70 al 1,00 %,
- 35 una relación de intensidad aleatoria de rayos X de hierro FCC en una textura de la fase de austenita retenida es de 3,0 o menos, en donde la relación de intensidad aleatoria de rayos X del hierro FCC se encuentra a partir de una función de distribución de orientación de cristal que representa una textura tridimensional calculada basándose en las figuras polares plurales de entre {200}, {311}, {220} figuras polares medidas por la difracción de rayos X,
 una relación entre un diámetro de grano en relación a una dirección de laminación y un diámetro de grano en relación con una dirección del ancho de la lámina de la fase de austenita retenida es de 0,75 a 1,33,
 además, se forma una capa galvanizada por inmersión en baño caliente en la superficie de la lámina de acero base y el espesor de la lámina se vuelve de 0,6 a 5,0 mm.
- 40 2. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 1,

en donde la fase dura está constituida por una fase de ferrita bainítica y/o una fase de bainita, una fase de martensita templada, y una fase de martensita recién preparada.

3. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 1,

5 en donde los óxidos se dispersan finamente, y se forma una capa descarburada cuyo espesor es de 0,01 a 10,0 μm en una porción de la capa superficial de la lámina de acero base, y un diámetro de grano promedio de los óxidos es de 100 nm o menos, y una densidad promedio es de $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más.

4. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

10 Ti: del 0,001 al 0,150 %,

Nb: del 0,001 al 0,100 %,

V: del 0,001 al 0,300 %.

5. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

15 Mo: del 0,01 al 2,00 %,

W: del 0,01 al 2,00 %,

Cr: del 0,01 al 2,00 %,

Ni: del 0,01 al 2,00 %,

Cu: del 0,01 al 2,00 %,

20 B: del 0,0001 al 0,0100 %.

6. La lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 1, que contiene, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total.

25 7. Una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, en donde se realiza un tratamiento de aleación en la capa galvanizada por inmersión en baño caliente formada en una superficie de la lámina de acero de alta resistencia según la reivindicación 1.

8. Un procedimiento de fabricación de una lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, que comprende:

30 una etapa de laminación en caliente para calentar una losa que tiene un componente químico que contiene, en % en masa,

C: del 0,075 al 0,400 %,

Si: del 0,01 al 2,00 %,

Mn: del 0,80 al 3,50 %,

35 P: del 0,0001 al 0,100 %,

S: del 0,0001 al 0,0100 %,

Al: del 0,001 al 2,00 %,

N: del 0,0001 al 0,0100 %,

O: del 0,0001 al 0,0100 % cada vez, y

40 que contiene además opcionalmente, en % en masa, un tipo o dos tipos o más de entre

Ti: del 0,001 al 0,150 %,

Nb: del 0,001 al 0,100 %,

V: del 0,001 al 0,300 %,

Mo: del 0,01 al 2,00 %,

W: del 0,01 al 2,00 %,

Cr: del 0,01 al 2,00 %,

5 Ni: del 0,01 al 2,00 %,

Cu: del 0,01 al 2,00 %,

B: del 0,0001 al 0,0100 %, y

Ca, Ce, Mg, Zr, La, REM del 0,0001 al 0,0100 % como un total,

10 con el resto constituido por Fe e impurezas inevitables a 1180 °C o más, comenzando una laminación en caliente que se realiza mediante varias pasadas, realizando la laminación en caliente en donde una relación entre una temperatura «T» de una lámina de acero laminada en caliente dentro de un intervalo de 1050 °C a una temperatura de terminación del laminado, un espesor de lámina h, y un tiempo transcurrido t entre cada pasada satisfacen la siguiente expresión (1), y completando el laminado en un intervalo de temperatura de 880 °C o más;

15 una primera etapa de enfriamiento para iniciar el enfriamiento después de un tiempo transcurrido después de la terminación de la laminación en caliente hasta el inicio del enfriamiento se establece que sea de 1,0 segundos o más, y detener el enfriamiento a 450 °C o más;

una etapa de laminación en frío para establecer que un tiempo transcurrido después del primer enfriamiento hasta 400 °C sea de 1,0 horas o más, y después de esto, se realiza una laminación en frío mientras se establece que la relación de reducción total sea del 30 al 75 %;

20 una etapa de recocido continuo para recocerse a una temperatura de calentamiento máxima de (AC₃ - 50)°C o más; y

una etapa de revestimiento para formar una capa galvanizada por inmersión en baño caliente en una superficie de la lámina de acero sumergiendo la lámina de acero en un baño de galvanización después de la etapa de recocido continuo,

25 en donde un procedimiento de transformación de bainita que mantiene la lámina de acero a una temperatura dentro del intervalo de 300 a 470 °C durante de 20 a 1000 segundos antes de sumergir la lámina de acero en el baño de galvanización o después de la inmersión.

[Expresión numérica 1]

$$0,10 \leq \left\{ \sum_{i=1}^N \left(5,20 \times 10^{-6} \cdot T_i^3 - 1,06 \times 10^{-2} \cdot T_i^2 + 1,68 \times 10 \cdot T_i - 5,67 \times 10^3 \right)^2 \cdot \left(\frac{h_{i-1}}{h_i} \right)^2 \cdot \exp \left(- \frac{2,20 \times 10^4}{T_i} \right) \cdot t_i \right\}^{0,5} \leq 1,00$$

. . . (1)

30 Aquí, en la expresión (1), «N» representa un número total de pasadas desde el inicio hasta la terminación de la laminación en caliente, «i» representa un orden de cada pasada, «T_i» representa una temperatura de laminación (°C) en la pasada i-ésima, «h_i» representa un espesor de lámina (mm) después del procesamiento de la pasada i-ésima, «t_i» representa un tiempo transcurrido desde la pasada i-ésima hasta la siguiente pasada; se debe observar que cuando i = 1, h₀ = un espesor de losa; además, un tiempo transcurrido desde una pasada final hasta la siguiente pasada es un tiempo transcurrido desde la pasada final hasta el tiempo de inicio del enfriamiento después de la
35 terminación de la laminación en caliente.

9. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 8,

40 en donde en la etapa de revestimiento, se generan óxidos en una porción de la capa superficial de la lámina de acero en una zona de precalentamiento donde una relación de aire que es una relación entre un volumen de aire contenido en gas mixto en un volumen unitario en el gas mixto de aire y gas combustible utilizados para el calentamiento y un volumen de aire teóricamente, requerido para permitir la combustión completa del gas combustible contenido en el gas mixto en un volumen unitario se establece de 0,7 a 1,2, posteriormente, los óxidos se reducen en una zona de reducción donde se establece que una relación de presión parcial (P(H₂O)/P(H₂)) entre H₂O y H₂ sea de 0,0001 a 2,0, y posteriormente, la lámina de acero se sumerge en el baño de galvanización en una
45 condición en donde la temperatura del baño de revestimiento es de 450 a 470 °C, la temperatura de la lámina de acero al momento de entrar en el baño de revestimiento es de 430 a 490 °C, una cantidad de Al eficaz en el baño de revestimiento es del 0,01 al 0,18 % en masa, para formar de este modo la capa galvanizada por inmersión en baño

caliente en la superficie de la lámina de acero.

10. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 8, que comprende además:

5 una etapa de laminación templada para realizar una laminación de la lámina de acero con una relación de reducción del 5,00 % o menos después de la etapa de revestimiento.

11. Un procedimiento de fabricación de una lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción, que comprende:

10 alear la capa galvanizada por inmersión en baño caliente después de la fabricación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia por el procedimiento de fabricación según la reivindicación 8.

12. El procedimiento de fabricación de la lámina de acero aleada galvanizada por inmersión en baño caliente de alta resistencia con excelente capacidad de temple por cocción según la reivindicación 11, que comprende además:

una etapa de laminación templada para realizar una laminación en la lámina de acero con una relación de reducción menor del 10 % después de que se alea la capa galvanizada por inmersión en baño caliente.